

PROJETO DE GRADUAÇÃO

**ESTUDO SOBRE MÉTODOS PALIATIVOS CONTRA A FADIGA
POR FRETTING E DESGASTE MICROABRASIVO SOBRE O AL 6101**

Por,

Thales Daniel Barbosa

Brasília, 10 de Julho de 2013

UNIVERSIDADE DE BRASILIA

FACULDADE DE TECNOLOGIA

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECANICA

UNIVERSIDADE DE BRASILIA

Faculdade de Tecnologia
Departamento de Engenharia Mecânica

PROJETO DE GRADUAÇÃO

ESTUDO SOBRE METODOS PALIATIVOS CONTRA A FADIGA POR FRETTING E DESGASTE MICROABRASIVO

Por,

Thales Daniel Barbosa

Relatório submetido como requisito parcial para obtenção
do grau de Engenheiro Mecânico.

Banca Examinadora

Prof. José Alexander Araújo, UnB/ ENM (Orientador)

Prof. Cosme Roberto Moreira da Silva, UnB/ ENM

Prof., Fábio Comes de Castro UnB/ ENM

Brasília, 10 de Julho de 2013

A meus pais Robspierre e Simone e meus irmãos Rômulo, Helena e Hanna .

Thales Daniel Barbosa.

Agradecimentos

Agradeço à minha família, pelo apoio e carinho que sempre me deram em todas as etapas da minha vida e sempre será meu bem mais precioso.

A meus amigos, Gabriel Bandeira, Marcel Vitor, Andrei Guedes, Matheus Vinhal, Barbara Menezes, Lore Bueno, Otavio Ribeiro, Marina Botelho Bruno Simões, Jorge Caetano, André Brandão, Neil Martins, Thamise Villela, Isabela Del Corso, Rafael Alencar, Mateus Mourão, Rodrigo Fabrino, Andre Januzzi, Ricardo Quixadá, Alexandre Gomes, Lucio Flavio, Antonio Julien, Alisson, Leandro Bastos, Pedro Jobim, Thales Hatem, Rogerio Borges, Will Moura Bruno Ouriques, Guilherme Manguiera, Thiago Kotani, Nicolle Brandão, Thiago Monteiro, Alexandre Zalesski, Ligia Louzada, Iara Santo, Vitor Leite, Tiago Pignataro, Marquito, Túlio, Edgar, Tyago, Volker pelas risadas e os melhores momentos da minha vida.

A meu professor José Alexander por ter me ajudado e me aguentado em boa parte desses 7 anos de curso, me ensinando e me apoiando, sempre sendo um exemplo como pessoa e profissional.

A meus professores Jorge Luiz, Aida Fadel, Cosme Roberto, Fabio Castro, José Luiz, Roberto Francisco, Antonio Manuel, Francisco Ricardo, por terem ensinado brilhantemente o universo maravilhoso da Engenharia Mecânica.

Thales Daniel Barbosa.

RESUMO

Após algumas falhas ocorridas em linhas de transmissão de energia elétrica pelo Brasil, que ocasionaram gastos consideráveis para as companhias elétricas, se viu a necessidade de correção desses problemas. Neste relatório são estudadas maneiras de se melhorar as propriedades mecânicas do Al6101 T4, material utilizado na fabricação dos cabos de transmissão. São propostos dois tipos de tratamentos criogênicos e um revestimento de materiais duros (Nitreto de Titânio) sobre o material. Para validação dessas melhorias, são realizados testes de desgaste micro abrasivo e testes de fadiga sob condição de fretting. Estes problemas são comuns na reação que ocorre no contato cabo/grampo devido a oscilações do cabo e o peso do próprio cabo sobre o grampo. Após os ensaios as amostras foram analisadas através de microscopia eletrônica de varredura e difração de raios-x.

ABSTRACT

After failures in electric power transmission were verified throughout Brazil and energy companies spent significant amounts for its repair, the need to correct such problem was finally verified. This report studies ways to improve the mechanical properties of Al6101 T4, a material used to produce transmission cables. Two types of cryogenic treatments and one type coating for hard materials (Titanium Nitride) are proposed over the material. In order to assess such improvements, micro-scale abrasion testing and fatigue testing are carried out under fretting conditions. These problems are common during the reaction that occurs within the cable/clamp contact due to cable oscillations and to the weight of the cable over the clamp. Finally, the samples are analyzed by means of a Scanning Electronic Microscope and X-Ray Diffraction.

SUMÁRIO

SUMÁRIO	vi
LISTA DE FIGURAS	ix
LISTA DE TABELAS	xiii
1 INTRODUÇÃO	1
1.1 ASPECTOS GERAIS	1
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
2.1 DESGASTE ABRASIVO.....	3
2.1.1 MECANISMOS DE DESGASTE MICROABRASIVO.....	4
2.1.2 PARTICULAS ABRASIVAS.....	8
2.1.3 TESTE DE DESGASTE MICRO ABRASIVO.....	9
2.2 DESGASTE POR FRETING	12
2.2.1 CALCULO DE TENSÕES [85].....	13
2.2.2 CARGA NORMAL [85].....	14
2.2.3 CARGA TANGENCIAL [85].....	14
2.2.4 CARGA REMOTA DE FADIGA [85].....	16
2.2.5 CAMPO DE TENSÃO CICLICO NA REGIÃO DO CONTATO [85].....	17
2.3 ALUMÍNIO	18
2.3.1 Ligas da série 6xxx.....	20
2.3.2 LIGAS AA6101 E AA6351	21
2.3.3 TRATAMENTO TÉRMICO T6 DAS LIGAS AA6101 E AA6353	22
2.4 NITRETO DE TITÂNIO	24
2.4.1 REVESTIMENTO POR PROCESSO PVD DE TITÂNIO EM ALUMÍNIO.....	25
2.5 O TRATAMENTO CRIOGÊNICO PROFUNDO EM LIGAS DE ALUMÍNIO.....	28
2.6 CARACTERIZAÇÃO	34
2.6.1 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X	34
2.6.2 MICROSCOPIA DE FORÇA ATÔMICA	36
2.6.3 MICROSCOPIA DE FORÇA ATÔMICA (RESULTADOS DO RELATORIO DE MESTRADO DO DOUGLAS SILVA).....	38

2.6.4	MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA	40
2.7	ENSAIOS DE DESGASTE AL6351 E AL6101 EM DIFERENTES TEMPERATURAS DE DEPOSIÇÃO DE NITRETO DE TITÂNIO (RELATORIO DE MESTRADO DO DOUGLAS SILVA)	42
2.7.1	CORPOS DE PROVA.....	43
2.7.2	PARÂMETROS DE ENSAIO	43
2.7.3	RESULTADOS	45
3	METODOLOGIA	47
4	MATERIAIS E TRATAMENTOS (CRIOGÊNICO E REVESTIMENTO POR PROCESSO PVD) ..	49
4.1	TRATAMENTO CRIOGÊNICO	50
4.2	REVESTIMENTO POR PROCESSO DE PVD DE NITRETO DE TITÂNIO.....	50
5	ENSAIOS DE DESGASTE MICROABRASIVO	52
5.1	ENSAIOS COM ABRASIVO CARBETO DE SILÍCIO	52
5.1.1	CORPOS DE PROVA.....	52
5.1.2	PARÂMETROS DO ENSAIO.....	54
5.1.3	RESULTADOS	56
5.2	ENSAIOS COM ABRASIVO DIOXIDO DE SILÍCIO (SiO ₂)	64
5.2.1	CORPOS DE PROVA.....	64
5.2.2	PARÂMETROS DE ENSAIO	64
5.2.3	RESULTADOS	65
6	ENSAIO DE FADIGA POR FRETTING	67
6.1	APARATO DE ENSAIO DE FADIGA SOB CONDIÇÃO DE FRETTING.....	67
6.2	CORPOS DE PROVA	72
6.3	RESULTADOS DOS ENSAIOS TESTES	74
6.4	PARÂMETROS DEFINIDOS PARA ENSAIO	80
6.5	RESULTADO DOS ENSAIOS COM CORPOS TRATADOS E NÃO TRATADOS	81
7	CARACTERIZAÇÃO E ANÁLISES MICROSCÓPICAS	82
7.1	DIFRATOMETRIA DE RAIOS X.....	82
7.1.1	RESULTADOS	82
7.2	MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)	86

7.3	DUREZA BRINELL	89
8	CONCLUSÃO	91
9	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICA.....	Error! Bookmark not defined.
I	ANEXOS	95
I.1	RECOMENDAÇÕES PARA UTILIZAÇÃO DA MAQUINA DE ENSAIOS DE DESGASTE CSM CALOWEAR.....	95
I.2	ROTINA PARA REALIZAÇÃO DOS ENSAIOS DE DESGASTE.....	97
I.3	DESENHO TÉCNICO DO CORPO DE FADIGA SOB CONDIÇÃO DE FRETTING	103
I.4	DESENHO TÉCNICO DO CORPO DE FADIGA UNIAXIAL	104
I.5	DESENHO TÉCNICO DO CORPO DE ENSAIO DE TRAÇÃO.....	105
I.6	DESENHO TÉCNICO DA SAPATA	106

LISTA DE FIGURAS

Figura 2. 1 - Desgaste Abrasivo.....	3
Figura 2. 2 - Imagem de um microscópio de varredura de um desgaste típico de “2 corpos”.....	4
Figura 2. 3 - Imagem de um microscópio de varredura de um desgaste típico de “3 corpos”.....	5
Figura 2. 4 - Mapeamento do mecanismo de desgaste para soluções de SiC, Al ₂ O ₃ e diamante. (a) Mapeamento do mecanismo de desgaste para uma solução de SiC. (b) Mapeamento do mecanismo de desgaste para uma solução de Al ₂ O ₃ . (c) Mapeamento do mecanismo de desgaste para uma solução de Diamante.....	6
Figura 2. 5 - Variação do volume de desgaste para diferentes concentrações de solução e diferentes carregamentos.	6
Figura 2. 6 - Variação do volume de desgaste com a distância deslizada para um ensaio dos tipos (a) “3 corpos” fração volumétrica de 0,189 (0,75 g/cm ³) de SiC (b) “2corpos” fração volumétrica de 0,015 (0,05 g /cm ³) de SiC.....	7
Figura 2. 7 - Variação do volume de desgaste por unidade de distância deslizada com o carregamento aplicado pela esfera sobre o espécime para um ensaio do tipo (a) “3 corpos” fração volumétrica de 0,189 (0,75 g/cm ³) de SiC. (b) “2corpos” fração volumétrica de 0,015 (0,05 g /cm ³) de SiC.	7
Figura 2. 8 - Esquema geométrico da partícula abrasiva entre as superfícies.....	8
Figura 2. 9 - Efeito de grãos frágeis e grãos duros na eficiência de abrasão	9
Figura 2. 10 - Método de definição de grãos por uma serie de raios.	9
Figura 2. 11 - Modelo de teste de desgaste micro abrasivo [30].....	10
Figura 2. 12 - Visão da cratera [31].	11
Figura 2. 13 - Exemplos de aplicações com problemas de fadiga por fretting (HATTORI, 1994) (a) encaixe da pá com o rotor. (b) junta rebitada.	12
Figura 2. 14 - Contato entre dois corpos elasticamente deformáveis submetidos a forças normais, P, e tangencial, Q.	14
Figura 2. 15 - Contato de cilindros com superfície plana em regime de escorregamento parcial.	15
Figura 2. 16 - Variação do carregamento cisalhante Q com o tempo t.....	15
Figura 2. 17 - (a) Variação das tensões cisalhantes superficiais em diferentes instantes do carregamento cíclico tangencial. Q/fP variando entre ±0,6. (b) Efeito da carga remota sobre tensões cisalhantes superficiais mostradas em (a).	17
Figura 2. 18 - Capacidade de extrusão da série 6XXX [39].	21
Figura 2. 19 - Tratamento térmico T6[37].	23
Figura 2. 20 - Aumento da solubilidade com o aumento da temperatura [33].....	23
Figura 2. 21 - Ferramentas revestidas por TiN [38].	24
Figura 2. 22 - Diagrama de fases ternário Al-Mg-Si [17].	25

Figura 2. 23 - Número de artigos publicados em periódicos internacionais a respeito da aplicação do tratamento criogênico em materiais. Ferramenta de busca e base de dados Engineering Village. Termo de busca: (cryogenic AND treatment AND wear). Pesquisa feita em 25/08/2011.....	29
Figura 2. 24 - Tratamento térmico convencional aplicado à liga Al 7050 [37].....	31
Figura 2. 25 - Tratamento criogênico aplicado à liga Al 7050 em trabalho de doutorado de Zhirafar [37]..	31
Figura 2. 26 - Microscopia ótica de amostra de Al 7075 convencional (a), com 3,2% da fração volumétrica de precipitados de segunda fase e criogenicamente tratada (b) com 4,3%. Precipitados (segunda fase) em preto [37].	32
Figura 2. 27 - Curvas S-N para liga Al 7050-T6 e criogenicamente segundo [37].	33
Figura 2. 28 - Difração de raios-x [25].	36
Figura 2. 29 - Espectro da difração de raios-x sobre o Al revestido por TiN [37].	36
Figura 2. 30 - Funcionamento de um microscópio de força atômica [21].	37
Figura 2. 31 - Microscópio de Força Atômica – Departamento de Engenharia Elétrica UnB.	39
Figura 2. 32 - Perfil tridimensional da amostra de alumínio AA6101 utilizado nos ensaios.	39
Figura 2. 33 - Perfil tridimensional da superfície de alumínio AA6101 revestido com TiN depositado a 100°C.	40
Figura 2. 34 - Esquema geral do SEM [29].	42
Figura 2. 35 - Corpo-de-prova para ensaio de desgaste tribológico.	43
Figura 2. 36 - Aparelho de desgaste micro abrasivo usado nos experimentos.	44
Figura 2. 37 - Tempo para aquisição de dados para o ensaio micro abrasivo.....	44
Figura 2. 38 - Coeficiente de Desgaste Abrasivo em função da condição de deposição do TiN e liga de alumínio utilizada.....	45
Figura 2. 39 - Comportamento de um material (substrato com baixa dureza e revestimento com elevada dureza) quando sujeito a um carregamento.....	46
 Figura 4. 1 - Câmara de tratamento criogênico.....	50
Figura 4. 2 - Curva de temperatura registrada dentro da câmara para as amostras ULTP1.....	50
 Figura 5. 1 - Representação de um corpo-de-prova para ensaio de micro desgaste em tamanho real.....	53
Figura 5. 2 - Foto do corpo-de-prova N° 05 já preparados para o ensaio.	53
Figura 5. 3 - Foto do corpo-de-prova N° 17 revestido a 25°C.	54
Figura 5. 4 - Exemplo de microfotografia de uma calota de desgaste microabrasivo.	57
Figura 5. 5 – Grafico de SN/V_c por V_s/V_c do corpo com ULTP1 e revestimento de Nitreto de Titânio.....	61
Figura 5. 6 – Grafico de SN/V_c por V_s/V_c do corpo com ULTP2 e revestimento de Nitreto de Titânio.....	62
Figura 5. 7 - Coeficiente de desgaste para o Al 6101-T4 usando como abrasivo Carbetto de Silício (SiC). .	64
Figura 5. 8 - Coeficiente de desgaste para diferentes corpos de prova utilizando SiO_2 como abrasivo.	65

Figura 6. 1 - Esquema descritivo do aparato.....	68
Figura 6. 2 - Foto do dispositivo para ensaios de fadiga sob condição de fretting instalado na MTS-810. ..	68
Figura 6. 3 - Visão em perspectiva do posicionamento das sapatas de fretting em relação ao corpo-de-prova.	69
Figura 6. 4 - Esquema de cada rigidez parcial e diagrama de carregamentos sobre o corpo-de-prova.	69
Figura 6. 5 - Esquema de determinação da rigidez dos diafragmas.....	71
Figura 6. 6 - Acabamento como recebido da usinagem mostrando marcas de fresa.	72
Figura 6. 7 - Dispositivo para acabamento de lixa da superfície de contato.....	73
Figura 6. 8 - Corpo-de-prova usado nos ensaios de fadiga sob condição de fretting. Nota-se o acabamento espelhado promovido pelo processo de lixar.	73
Figura 6. 9 - Curva tensão-deformação e o limite de resistência obtido no ensaio de tração.	74
Figura 6. 10 - Curva tensão-deformação com foco no regime elástico e respectivo limite de escoamento. ..	75
Figura 6. 11 - Campo de tensões de acordo com o critério de Von Mises para as configurações de ensaio utilizadas nos testes 1 e 2 de fadiga por fretting.	76
Figura 6. 12 - CP 11 com foco mais interno na superfície de fratura.	77
Figura 6. 13 - CP 11 com foco na borda da superfície de fratura.	77
Figura 6. 14 - CP 11 - Deformação das partes superior e inferior do espécime.	78
Figura 6. 15 - CP 12 - Visão em perspectiva da fratura interrompida automaticamente antes da ruptura total.	78
Figura 6. 16 - CP 12. Visão frontal do espécime relativa ao posicionamento do mesmo no ensaio.	79
Figura 6. 17 - CP 12- Mudanças de direção na propagação das trincas.....	79
Figura 6. 18 - CP 12 - Visão posterior do espécime relativa ao posicionamento do mesmo no aparato.....	80
Figura 6. 19 - CP 12 - Região afetada pelo desgaste por fretting onde as pré-trincas foram iniciadas.	80
Figura 7. 1 - Difratômetro de raios X. Fonte: Manual do equipamento.....	82
Figura 7. 2 - Espectro de difração de raios X da amostra de alumínio AA6101 com revestimento de TiN..	83
Figura 7. 3 - Espectro de difração de raios X da amostra de alumínio AA6351 com revestimento de TiN..	83
Figura 7. 4 - Espectro de difração de raios X da amostra de alumínio 6101 sem tratamento criogênico.....	84
Figura 7. 5 - Espectro de difração de raios X da amostra de alumínio 6101 com tratamento criogênico	
ULTP 1.....	85
Figura 7. 6 - Espectro de difração de raios X da amostra de alumínio 6101 com tratamento criogênico	
ULTP 2.....	85
Figura 7. 7 - Comparação de espectros de difração de raio-x de corpos com e sem tratamento criogênico.	86
Figura 7. 8 - Microscópio Eletrônico de Varredura usado nas caracterizações das amostras.	87
Figura 7. 9 - Imagens de microscopia eletrônica de varredura (MEV). a) Amostra de Alumínio AA6101 sem revestimento, 5000x; b) Amostra de Alumínio AA6101 com revestimento de TiN (Temperatura de deposição: 100°C), 1000x.....	87

Figura 7. 10 - Alumínio AA6101 revestido com nitreto de titânio (TiN); à direita um espectro pontual obtido via EDS.....	88
Figura 7. 11 - Imagens de microscopia eletrônica de varredura (MEV). a) Amostra de Alumínio AA6351 sem revestimento, 5000x; b) Amostra de Alumínio AA6351 com revestimento de TiN (Temperatura de deposição: 100°C), 500x.....	88
Figura 7. 12 - Alumínio AA6351 revestido com nitreto de titânio (TiN); à direita um espectro pontual obtido via EDS.....	89
Figura 7. 13 - Medidor de dureza Brinell – Laboratório de Materiais – UnB	89
Figura 7. 14 - Dureza Brinell do Alumínio.....	90
Figura I. 1 - Célula de carga.....	95
Figura I. 2 - Agitador magnético da lama abrasiva com controle de velocidade digital.....	96
Figura I. 3 - Componentes removíveis do equipamento.	97
Figura I. 4 - Conexões do equipamento.	97
Figura I. 5 - Bomba peristáltica e mangueira.....	98
Figura I. 6 - Exemplo de amostra fixada no suporte de ensaio.....	98
Figura I. 7 - Microscópio preso ao suporte de amostras.	99
Figura I. 8 - Esferas de ensaio.....	99
Figura I. 9 - Painel frontal do equipamento	100
Figura I. 10 - Painel frontal - visor de carga e botão de calibração.	100
Figura I. 11 - Visão geral da aquisição de imagens pelo microscópio.....	101
Figura I. 12 - Microscópio ótico com lente adicional para ampliar o campo de visão.	102
Figura I. 13 - Desenho técnico do corpo de fretting.	103
Figura I. 14 - Desenho técnico do corpo de fadiga uniaxial.	104
Figura I. 15 - Desenho técnico do corpo de Tração.....	105
Figura I. 16 - Desenho técnico da Sapata.....	106

LISTA DE TABELAS

Tabela 2. 1 - Dureza de alguns materiais.....	8
Tabela 2. 2 - Tensões cisalhantes para cada região durante a variação do carregamento tangencial com o tempo.....	16
Tabela 2. 3 - Propriedades do Alumínio.....	18
Tabela 2. 4 - Nomenclatura básica das ligas da Al.....	19
Tabela 2. 5 - Nomenclatura para as ligas de Al trabalhadas a frio [3].....	19
Tabela 2. 6 - Nomenclatura das ligas de Al que sofreram tratamento térmico [34].....	20
Tabela 2. 7 - Propriedades mecânicas, térmicas e estruturais do TiN [37].....	24
Tabela 2. 8 - Tabela de resultados de ensaio de tração em diversas ligas de alumínio tradicionais e criogenicamente tratadas. Retirado de [36].....	29
Tabela 2. 9 - Resultado de rugosidade obtidos via AFM do Al 6101.....	40
Tabela 4. 1 - Composição química das ligas de alumínio estudadas.....	49
Tabela 4. 2- Propriedades mecânicas do Al 6101. Dados fornecidos pela Fosjasul.....	49
Tabela 4. 3 - Propriedades mecânicas do Al 6101. Dados encontrados de ensaio no laboratório de mecânica dos materiais.....	49
Tabela 5. 1 - Composição química da liga de alumínio estudada e valores de referência [2].....	52
Tabela 5. 2 - Conjunto de amostras preparadas e condições de tratamento e revestimento.....	54
Tabela 5. 3 - Velocidade do eixo para cada diâmetro de esfera.....	55
Tabela 5. 4 - Valores de velocidade, rotações e tempo de ensaio para esfera de 25,4 mm.....	55
Tabela 5. 5 - Valores de velocidade, rotações e tempo de ensaio para esfera de 20 mm.....	55
Tabela 5. 6 - Valores de velocidade, rotações e tempo de ensaio para esfera de 30 mm.....	55
Tabela 5. 7 - Resumo das condições de ensaio de desgaste.....	56
Tabela 5. 8 - Concentração de abrasivo para ensaios.....	56
Tabela 5. 9 – Ensaio de desgaste com corpos de prova sem nenhum tratamento.....	57
Tabela 5. 10 – Ensaio de desgaste micro abrasivo com corpos de prova com tratamento ULTP1.....	58
Tabela 5. 11 – Ensaio de desgaste micro abrasivo com corpos com tratamento ULTP2.....	59
Tabela 5. 12 – Coeficientes de desgaste dos ensaios listados nas tabelas 5.9 a 5.11.....	60
Tabela 5. 13 – Ensaio de desgaste micro abrasivo do corpo com tratamento ULTP1 e revestimento.....	60
Tabela 5. 14 – Valores de V_s/V_c e SN/V_c para criação do gráfico de análise de desgaste com revestimento.....	61
Tabela 5. 15 – Valores de K_s e K_c para o corpo com ULTP1 e revestido.....	61

Tabela 5. 16 – Ensaio de desgaste micro abrasivo com corpo com ULTP2 e revestimento de Nitreto de Titânio.	62
Tabela 5. 17 – Valores de V_s/V_c e SN/V_c para criação de gráfico para análise de desgaste com revestimento.	62
Tabela 5. 18 – Valores de K_s e K_c para corpo com ULTP2 e revestimento de Nitreto de Titânio.	63
Tabela 5. 19 - Coeficientes encontrados com o carbeto de silício como abrasivo.	63
 Tabela 6. 1 - Grupos de espécimes preparadas e condições de tratamento e revestimento.	74
Tabela 6. 2 - Resultados do ensaio de tração do Al 6101.	75
Tabela 6. 3 - Principais parâmetros para os cálculos da topografia de tensões.	76
Tabela 6. 4 - Condições de ensaios e vida em fadiga sob condição de fretting para 2.	76
Tabela 6. 5 - Parâmetros escolhidos para ensaio de fadiga sob condição de fretting.	81
Tabela 6. 6 - Resumo dos ensaios de fadiga sob condição de fretting.	81

LISTA DE SÍMBOLOS

°C - Temperatura em graus Celsius

Å - Angstrom

a - Tamanho da metade do comprimento da região do contato no ensaio de fretting

AFM - Microscópio de Força Atômica

Al - Alumínio

Al₂O₃ - Alumina

B - Constante geométrica da partícula abrasiva

b – Raio médio da cratera

c - Tamanho da metade do comprimento da zona de adesão

CP - Corpo de prova

CrN - Nitreto de Cromo

CSEM - Marca da maquina de ensaio de desgaste micro abrasivo

Cu - Cobre

D - Maior comprimento da partícula abrasiva

E* - Modulo de Young equivalente

E₁ - Modulo de Young do 1o corpo

E₂ - Modulo de Young do 2o corpo

f - coeficiente de atrito entre as superfícies

Fe - Ferro

h - distancia média entre a esfera e o corpo de prova no ensaio de desgaste

H - Dureza das superfícies

HRB - Dureza Brinell

Hz - Hertz (rotações por segundo)

K - Coeficiente de desgaste

L - deslizamento

MET - Microscópio eletrônico de transmissão

Mg - Magnésio

Mg₂Si - Silício magnésio

Mn - Manganês

MTS - Marca da maquina de ensaios de fadiga

N - Força normal no contato entre a esfera e o corpo de prova

n - Numero de rotações do eixo do motor no ensaio de desgaste micro abrasivo

p - Força normal estática entre os corpos no ensaio de fretting

p₀ - valor max da pressão normal aplicada pela sapata no ensaio de fretting

PVD - Deposição física a vapor

q - carregamento cisalhante no ensaio de fadiga com condição de fretting
 Q_{max} - Carga cisalhante máxima no ensaio de fretting
 R - Raio da esfera no ensaio de desgaste micro abrasivo
 R_1 - Raio do 1o corpo
 R_2 - Raio do 2o corpo
 R_{eq} - Raio equivalente
rpm - Rotações por minuto
 S - Distância de deslizamento entre a esfera e o corpo de prova
SEM - Microscópio eletrônico de varredura
Si - Silício
SiC - Carbetto de Silício
SiO₂ - Dióxido de Silício
T4 - Tratamento térmico T4
T6 - Tratamento térmico T6
TCP- Tratamento criogênico profundo
Ti - Titânio
TiC - Carbetto de Titânio
TiN - Nitreto de Titânio
Tv - Televisão
ULTP1 - Tratamento criogênico do tipo 1 (lento)
ULTP2 - Tratamento criogênico do tipo 2 (rápido)
 V - Volume da cratera desgastada no ensaio de desgaste
Zn - Zinco
ZrN - Nitreto de Zircônio
 β - Ângulo geométrico típico de uma partícula
 δ - espaçamento perpendicular entre os planos de rede
 θ - Ângulo de incidência dos raios-x
 λ - comprimento de onda de radiação incidente
 ν_1 - Poisson do 1o corpo
 ν_2 - Poisson do 2o corpo
 σ_a - Amplitude de tensão no ensaio de fretting
 σ_{max} - Tensão máxima sofrida pelo corpo no ensaio de fretting
 σ_{us} - Limite de resistência do material
 σ_{xx} - Tensão em qualquer ponto abaixo do contato
 σ_{ys} - limite de escoamento do material
 e - deslocamento da zona de adesão devido à ação da carga remota de fadiga

Lista de Siglas

CTA - Comando Tecnológico Aeroespacial

CTEEP - Companhia de Transmissão de Energia Elétrica Paulista

ENM-Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de Brasília

GEPro_ITE_cabos_2011 - Sigla do Projeto

GFFM - Grupo Fadiga, Fratura e Materiais.

NASA - Agencia Nacional Aero Espacial

SIN - Sistema Interligado Nacional

UnB - Universidade de Brasília

1 INTRODUÇÃO

1.1 ASPECTOS GERAIS

Vários componentes do sistema de linhas de transmissões e subestações passam por revisões e manutenções periódicas nas quais, muitas vezes, limita-se o tempo de operação a uma boa parte da vida útil no intuito de evitar possíveis falhas catastróficas. Isso gera altos custos para as empresas do setor elétrico com quantidade e qualificação de recursos humanos na área de manutenção, gastos com trocas constantes de componentes ou mesmo superdimensionamento de sistemas.

O cabo condutor é o componente mais importante em uma linha de transmissão, pois sua função é transmitir energia e sua contribuição para o custo total da linha é muito significativo. Entre os problemas que a linha experimenta durante sua operação a fadiga por fretting devido à vibração eólica provavelmente seja o mais sério, frequente e oneroso [82]. Mais ainda, devido às características do Sistema Interligado Nacional (SIN) a ruptura de um cabo pode ter graves consequências. Em 2001 a falha por fadiga de um cabo da CTEEP provocou por efeito dominó o desligamento do SIN. Quase 70 milhões de habitantes foram atingidos por um período médio de 10 h. Apenas para efeito de comparação o blackout de 10 de novembro de 2009 teve duração média de apenas 3 h ou 4 h e afetou um menor número de habitantes. Ainda assim, seu custo estimado segundo diversos veículos de imprensa está entre 350 e 550 milhões de reais.

Nesse sentido, o desenvolvimento de novas tecnologias que possam prolongar a durabilidade mecânica do cabo condutor e aumentar a robustez do sistema quanto a possíveis falhas de manutenção são muito bem vindas.

Vibrações eólicas são provocadas pela formação regular de vórtices devido à interação fluido (ar) estrutura (cabo). Os vórtices tomam a forma de ondas vibratórias que agem transversalmente a direção longitudinal do cabo provocando sua flexão em pontos de engaste ou restrição como em grampos de suspensão, espaçadores, amortecedores ou mesmo em emendas [52,53]. As tensões mecânicas flutuantes geradas por essa flexão, associadas às cargas de pré-esticamento provocam o fenômeno da fadiga. A fadiga pode ser definida como uma mudança (dano) localizada, progressiva e irreversível que surge quando tensões flutuantes agem sobre a estrutura, dando origem a trincas que podem eventualmente levar a uma ruptura catastrófica. Processo que pode ser acelerado pela presença das tensões de contato e ao desgaste gerado por escorregamentos de pequena amplitude (o fretting) entre os fios do cabo ou entre fios e a superfície do grampo de suspensão. Análises de fadiga sob condição de fretting têm sido objeto de grande interesse, mas usualmente restritas a geometrias clássicas e materiais específicos.

Na presença do fretting o limite de fadiga do material pode ser apenas uma fração do seu limite de fadiga convencional. Se esta redução é provocada pela concentração de tensões oriunda do contato mecânico ou pelo desgaste superficial devido ao movimento relativo entre as superfícies, ainda é motivo de debate.

Para minimizar os danos mecânicos no conjunto cabo-grampo pode-se realizar a substituição dos componentes por outros feitos de materiais avançados ou que possuem formas de atuação/projeto distintas. Ou

ainda desenvolver novas metodologias de manutenção. Contudo uma solução mais interessante e tecnicamente viável seria desenvolver, processos ou métodos de fabricação/manutenção que permitam a maximização da vida útil dos componentes atuais já instalados no sistema elétrico.

Neste projeto duas abordagens são propostas em termos de novos processos de fabricação destes componentes: a realização do tratamento criogênico profundo e o revestimento superficial por deposição física de vapores.

Em termos da aplicação do tratamento criogênico em liga de alumínio, esta proposta de pesquisa é uma evolução do projeto em finalização denominado “Impacto do tratamento criogênico profundo nas propriedades físicas e mecânicas de ligas de alumínio de uso em linhas de transmissão e subestações” em execução pelo Grupo de Fadiga, Fratura e Materiais (GFFM) e a empresa Kryos Tecnologia, incubada no Centro de Apoio ao Desenvolvimento tecnológico da Universidade de Brasília. O tratamento não demonstra provocar mudanças significativas nas propriedades de dureza, microdureza e tração. Já dados de ensaios de fadiga estão sendo gerados em laboratório. Por outro lado, como resultado preliminar e exploratório foi observado que a resistência ao desgaste abrasivo na liga Al 7050-T7451 sofre aumento de 50% com o tratamento criogênico.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 DESGASTE ABRASIVO

O desgaste é considerado muito grave e muito comum, pois é responsável por rápidos e severos danos a materiais, se não for devidamente controlado.

Este surge quando partículas localizadas entre duas superfícies sólidas se deterioram, pelo movimento, uma ou ambas as superfícies, a depender da dureza de cada material, inclusive a da partícula.

Sob ação de uma carga normal, as asperezas presentes na superfície mais dura penetram a superfície mais macia, fazendo com que o material seja removido e surjam microfraturas e microcortes. O desgaste micro abrasivo enfocado por este trabalho se dá, mais especificamente, pela presença de alumina (Al_2O_3) que se apresenta em forma de pó, entre superfícies formadas pelas ligas de alumínio supracitadas, gerando assim deformação plástica e um desgaste abrasivo. Quando um movimento tangencial é introduzido, o material é removido da superfície mais macia pela ação combinada de microfratura e microcorte [8].

Existe uma relação estreita entre as propriedades do material e a resistência ao desgaste e, em particular:

- Há uma proporcionalidade direta entre a resistência ao desgaste em relação à dureza Vickers;
- A resistência ao desgaste relativo aos materiais metálicos não depende da dureza que adquirem no trabalho a frio de endurecimento por deformação plástica;
- Existe uma relação linear entre a resistência ao desgaste e a dureza para materiais não metálicos rígidos.

Qualquer material, mesmo de a maior parte é muita macia, pode provocar o desgaste abrasivo se partículas duras estão presentes. Por exemplo, um material orgânico, tal como cana de açúcar, está associado ao desgaste abrasivo dos cortadores de cana e trituradores por causa da pequena fração de sílica presente nas fibras vegetais. Uma das principais dificuldades na prevenção e controle de desgaste microabrasivo é que o termo “desgaste” não descreve precisamente os mecanismos de desgaste envolvidos. Há, de fato, quase sempre diferentes mecanismos de desgaste atuando em conjunto, todos com características diferentes [7]. A figura 2.1 mostra o desgaste realizado por uma partícula abrasiva.

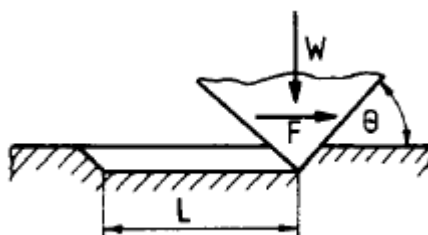


Figura 2. 1 - Desgaste Abrasivo

2.1.1 MECANISMOS DE DESGASTE MICROABRASIVO [88]

Para materiais homogêneos a lei de Archard nos da

$$V=kSN \quad (2.1)$$

, onde V é o volume do desgaste, S é a distancia de deslizamento entre a esfera e o corpo de prova, N a força normal no contato entre a esfera e corpo de prova e k é o coeficiente de desgaste.

Para diferentes condições de ensaio o desgaste produzido pode tanto ser do tipo “2 corpos” ou do tipo “3 corpos”.

- “2 corpos” é caracterizado por haver apenas dois corpos no contato: a esfera e o corpo de prova
- “3 corpos” é caracterizado por haver 3 corpos no contato: a esfera, a partícula abrasiva e o corpo de prova.

Podemos conseguir os dois tipos de desgaste ao variar as seguintes condições:

- Concentração do abrasivo na solução;
- Tipo de abrasivo utilizado na solução
- Força normal entre a esfera e corpo de prova

São encontrados desgaste predominantemente do tipo “2 corpos” em altos carregamentos e às baixas concentrações de abrasivo na solução. Isso ocorre porque nessas condições um numero significativo de partículas abrasivas são embutidas na superfície da esfera. O resultado é um desgaste como o da figura 2.2 abaixo:

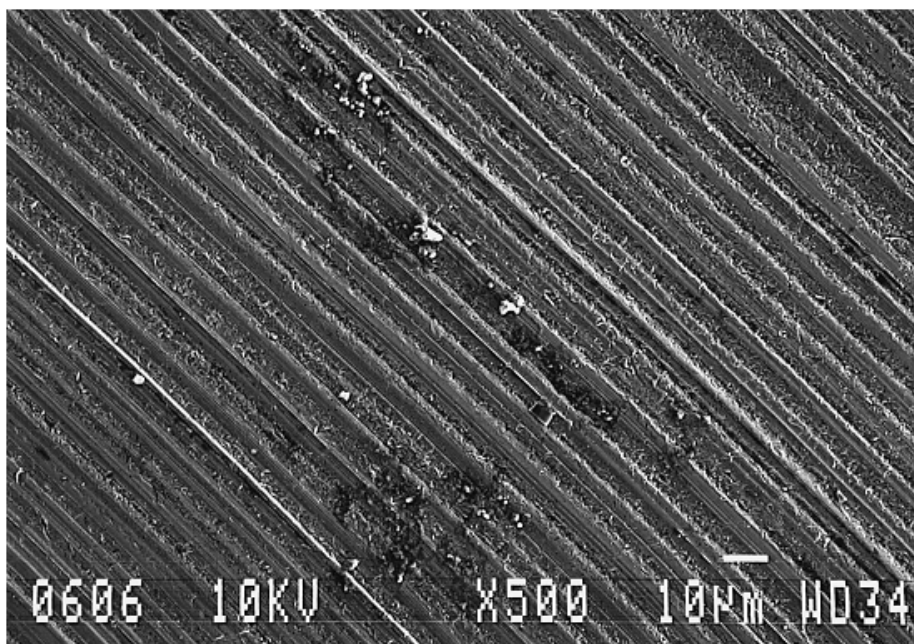


Figura 2. 2 - Imagem de um microscópio de varredura de um desgaste típico de “2 corpos”

É observado que o desgaste é repleto de ranhuras paralelas de tamanhos correspondentes ao tamanho das partículas abrasivas.

Para carregamentos baixos e altas concentrações de abrasivo na solução é encontrado o desgaste do tipo “3 corpos”, neste caso as partículas são embutidas, pois ou há uma quantidade muito grande de partículas e mesmo que algumas são embutidas sobram algumas para fazer o papel do 3º corpo, ou a força não é suficiente para as partículas serem embutidas. A figura 2.3 mostra o desgaste em condições de “3 corpos”.

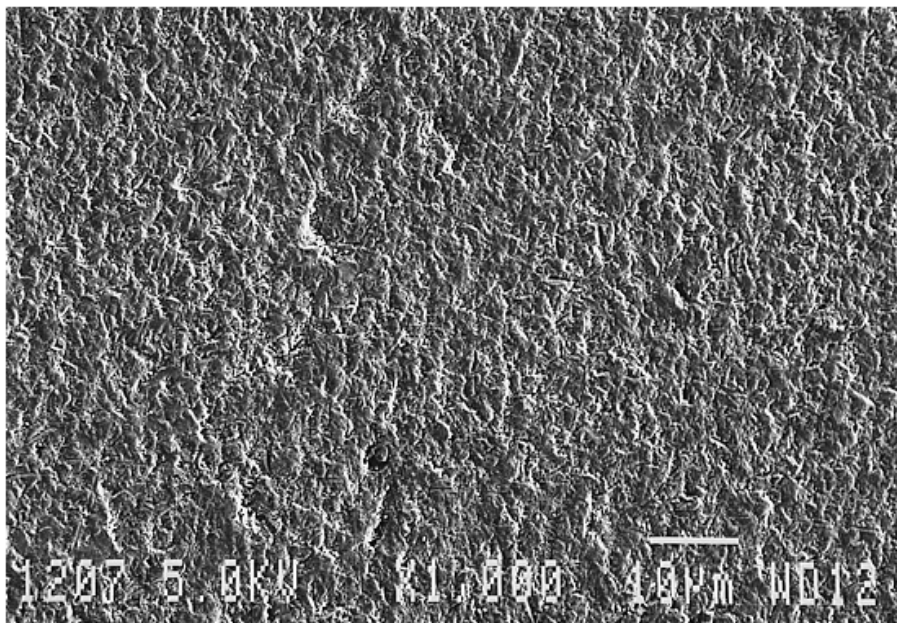


Figura 2. 3 - Imagem de um microscópio de varredura de um desgaste típico de “3 corpos”

Para carregamentos e concentrações intermediárias é observado um desgaste com as duas características “2 corpos” e “3 corpos”.

Na figura 2.4 temos o estudo da influencia da concentração e carga no desgaste abrasivo para diferentes 3 tipos de abrasivo (SiC, Al_2O_3 , diamante).

Podemos observar que para carregamentos de 1 N a transição de “2 corpos” para “3 corpos” ocorreu na razão carregamento/fração de volume de 7 para SiC e 5 para o Al_2O_3 , já para o diamante a razão foi de 5, mas com uma variação muito maior.

Na figura 2.5 pode ser observado que o max de volume retirado ocorre para os valores 0,03-0,06 de fração de volume, e que para frações baixas (valores até $0,003 \text{ g/cm}^3$) o desgaste é independente do carregamento. Foi investigado o efeito da distancia de deslizamento sobre o volume de desgaste, foram realizados ensaios de características “2 corpos” (concentração baixa de 0,015) e de “3 corpos” (concentração alta de 0,189).

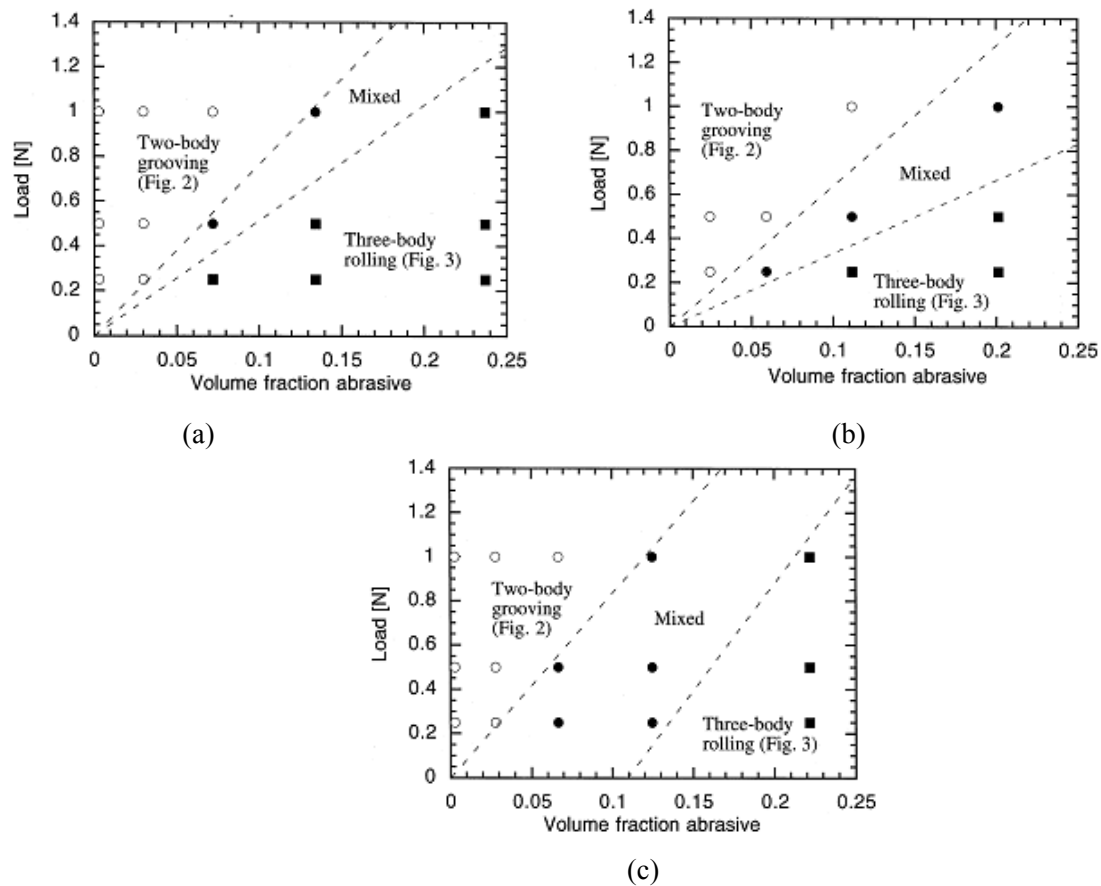


Figura 2. 4 - Mapeamento do mecanismo de desgaste para soluções de SiC, Al₂O₃ e diamante. (a) Mapeamento do mecanismo de desgaste para uma solução de SiC. (b) Mapeamento do mecanismo de desgaste para uma solução de Al₂O₃. (c) Mapeamento do mecanismo de desgaste para uma solução de Diamante.

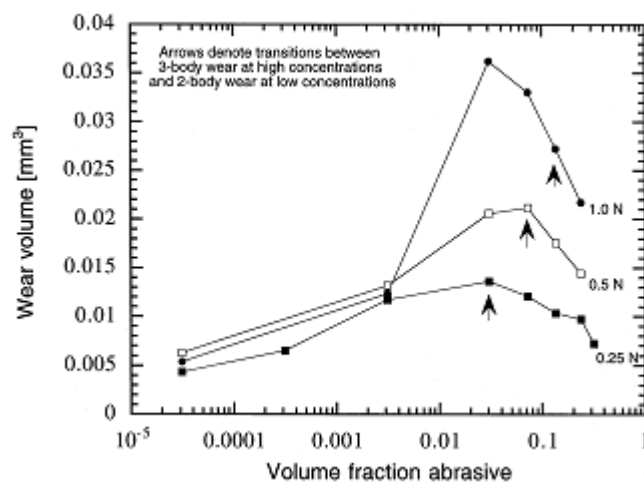


Figura 2. 5 - Variação do volume de desgaste para diferentes concentrações de solução e diferentes carregamentos.

A partir da figura 2.6 pode se observar que a distancia é diretamente proporcional com o volume de desgaste como mostrado na equação 2.1.

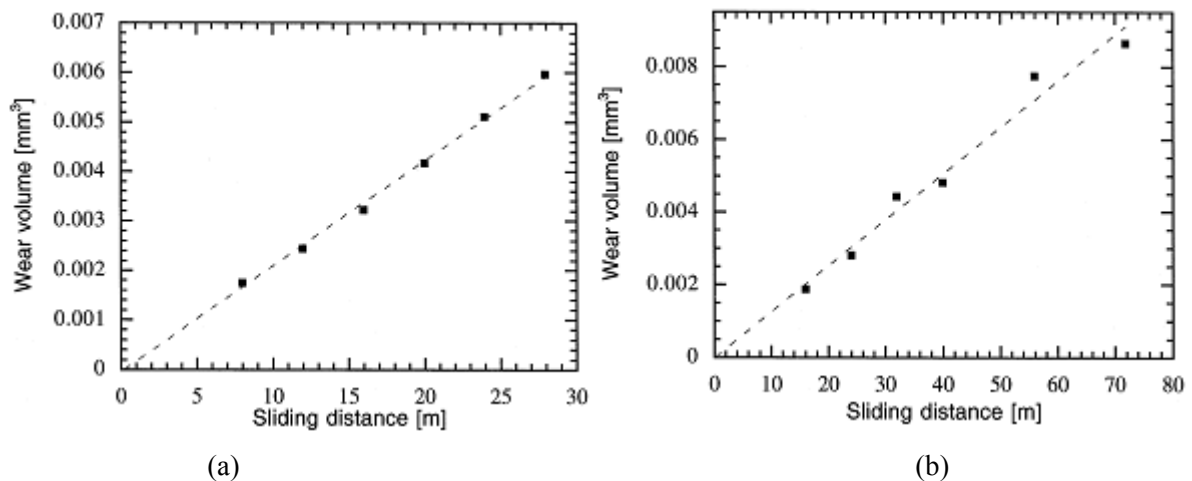


Figura 2. 6 - Variação do volume de desgaste com a distância deslizada para um ensaio dos tipos (a) “3 corpos” fração volumétrica de 0,189 (0,75 g/cm³) de SiC (b) “2corpos” fração volumétrica de 0,015 (0,05 g /cm³) de SiC.

Ao compararmos a Variação do volume de desgaste por unidade de distância deslizada com o carregamento aplicado pela esfera sobre o espécime percebemos que não é possível validar a equação 2.1 no ensaio do tipo “2corpos” o gráfico da figura 6(b) pode ser descrito por uma função “Power Law” com um expoente de carregamento de 0,62. O gráfico 6(a) nos mostra que (V/S) é diretamente proporcional ao (N) validando a equação (1). É observado também que para valores acima de 0,5 N o desgaste nos ensaios do tipo “2corpos” não possui formato esférico, enquanto nos ensaios do tipo “3corpos” isso só ocorre para valores acima de 5 N, além de ranhuras paralelas características de ensaio do tipo “2corpos”.

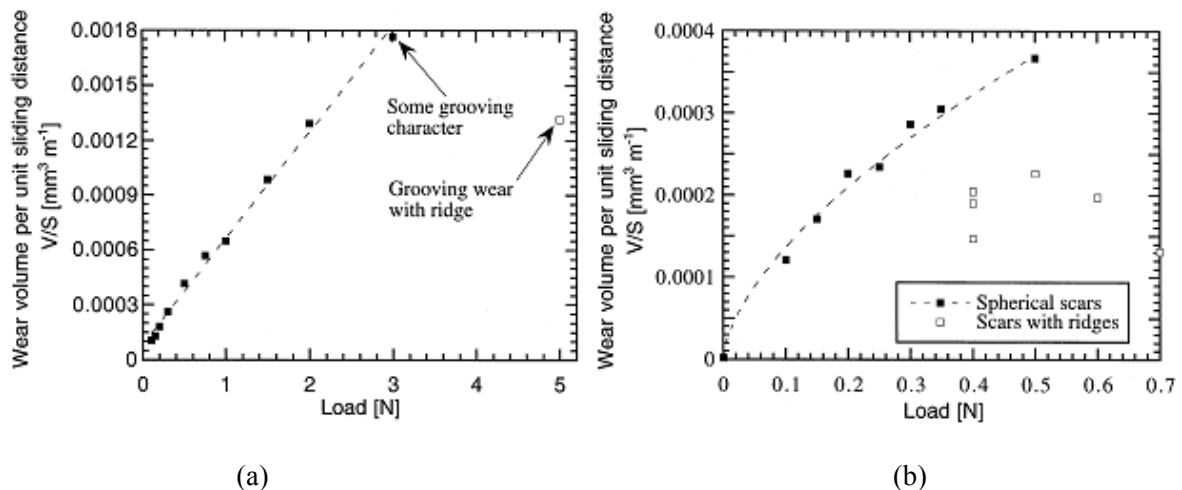


Figura 2. 7 - Variação do volume de desgaste por unidade de distância deslizada com o carregamento aplicado pela esfera sobre o espécime para um ensaio do tipo (a) “3 corpos” fração volumétrica de 0,189 (0,75 g/cm³) de SiC. (b) “2corpos” fração volumétrica de 0,015 (0,05 g /cm³) de SiC.

Ao se realizar um estudo geométrico do caso, a partir de um modelo de Williams e Hyncica (1992) mostra-se que existe um valor crítico de D/h na transição de “2corpos” para “3 corpos”.

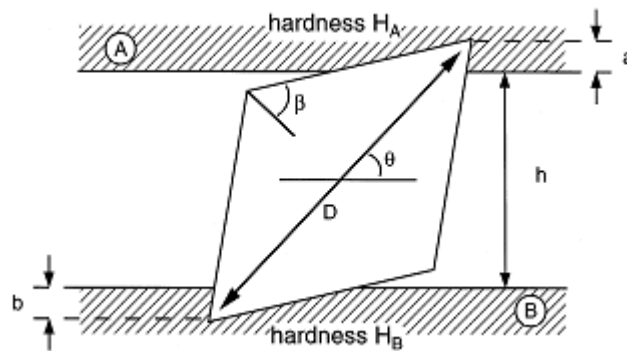


Figura 2. 8 - Esquema geométrico da partícula abrasiva entre as superfícies.

O valor crítico de D/h é calculado por:

$$\frac{D}{h} = \left(1 - \frac{B}{D} \sqrt{\frac{p}{H}}\right)^{-1} \quad (2.2)$$

Onde, B é a constante geométrica, D maior comprimento da partícula, p é o carregamento por partícula e H a dureza das superfícies. No caso de β ser de 55° (ângulo geométrico típico de uma partícula) o valor crítico é de 1,74, isso quer dizer que para um valor acima disso o desgaste começa a apresentar ranhuras típicas de “2 corpos”.

2.1.2 PARTICULAS ABRASIVAS

As partículas abrasivas são definidas quando podem causar um rápido e eficiente desgaste abrasivo. Na maioria dos casos, a dureza do material deve ser menor que 0,8 da dureza da partícula para que a rápida abrasão ocorra. Entretanto, tem sido observado que uma quantidade limitada de desgaste e danos à superfície ocorre a menos que o limite de elasticidade do material exceda ao da partícula abrasiva. Um desgaste microabrasivo lento persiste até que a dureza da partícula e do material seja igual [7].

Tabela 2. 1 - Dureza de alguns materiais.

Substância	Dureza (VHN)
Calcita	109 - 172
Hematita	1038
Quartzo	1103 - 1260
Pirita	1500
Diamante	8000 - 10000
Alumina	2085

Uma complexa restrição é a fragilidade da partícula. Se os grãos são muito frágeis, eles devem se quebrar em partículas menores, maximizando o desgaste. Se a partícula é muito resistente, os grãos podem não se quebrar e não formar novas faces de corte necessárias para causar um rápido desgaste. As faces cortantes dos grãos vão se desprender e os grãos vão se tornar ineficientes como agentes abrasivos. A figura 2.9 exemplifica isso.

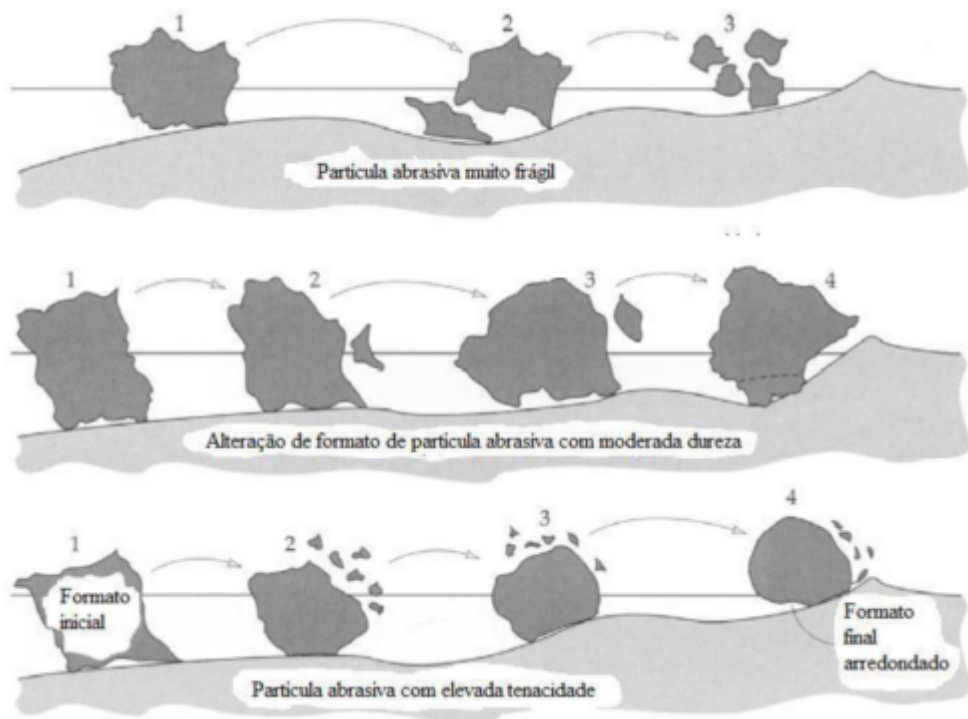


Figura 2. 9 - Efeito de grãos frágeis e grãos duros na eficiência de abrasão

Outro fator de controle da abrasividade de uma partícula é o tamanho e a geometria de seu grão. O tamanho do grão é geralmente definido como o tamanho mínimo de uma esfera que envolve a partícula inteira. Esta quantidade pode ser medida de forma relativamente fácil por peneiração do pó mineral através de orifícios de diâmetros conhecidos. A geometria de um grão é importante na definição de como a partícula difere de uma esfera ideal e quantas arestas ou cantos estão presentes no grão [7].



Figura 2. 10 - Método de definição de grãos por uma serie de raios.

2.1.3 TESTE DE DESGASTE MICRO ABRASIVO

O teste por desgaste micro abrasivo é principalmente utilizado para medir a espessura e resistência ao desgaste abrasivo de revestimentos finos ou camadas de superfície. O ensaio em revestimentos ou camadas finas pode ser feito com suspensões abrasivas ou pastas que contenha pequenas partículas abrasivas de tamanho de micrômetros. Este pequeno tamanho dos grãos abrasivos é escolhido deliberadamente para obter imagens de boa qualidade óptica das crateras de desgaste para determinação precisa da espessura de revestimento [30].

Este tipo de ensaio é aplicado no estudo ao desgaste de materiais metálico e não metálicos, como: aço carbono e vidro, e, dependendo do tipo de equipamento utilizado, é possível se trabalhar com uma força normal entre 0,01 a 5 N e velocidade de rotação da esfera acima de 525 rpm [32].

Dois modos de desgaste podem ser observados durante o ensaio de desgaste micro abrasivo: abrasão por rolamento ou abrasão por escorregamento (grooving) das partículas abrasivas. Pode ocorrer desses dois modos se apresentarem simultaneamente, influenciando, significativamente, a taxa de desgaste do sistema tribológico. Um bom teste de desgaste micro abrasivo se dá quando apenas um desses modos de abrasão ocorre [32].

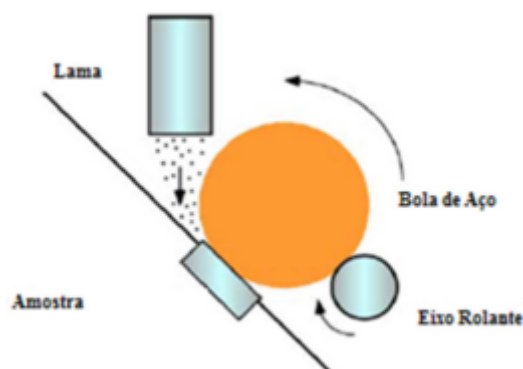


Figura 2. 11 - Modelo de teste de desgaste micro abrasivo [30].

O teste, que pode ser observado no modelo da Figura 2.11, consiste na rolagem de uma esfera de aço de raio R contra uma amostra na presença de lama com finas partículas abrasivas entre a interface de contato, formando uma cratera na amostra. A geometria da cratera, que pode ser observada na Figura 2.12, é determinada em função da geometria esférica da bola. Dois modelos estão disponíveis: esfera livre (a esfera é acionada por atrito por um eixo de acionamento contra o qual repousa e a carga aplicada à amostra é essencialmente devido ao peso da esfera) e esfera fixa (a esfera é movida positivamente e a amostra é carregada sobre a esfera com a força normal desejada). A carga é determinada pelo peso da bola, a geometria do sistema e do coeficiente de atrito [30] e [31].

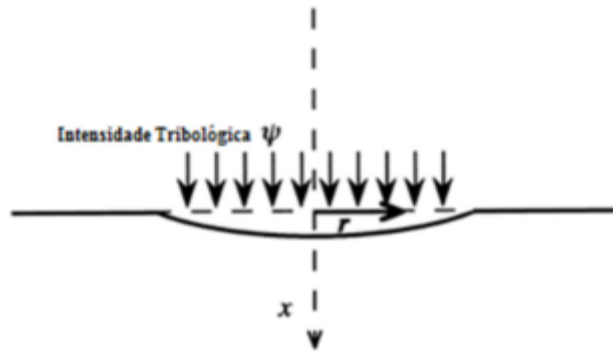


Figura 2. 12 - Visão da cratera [31].

As características da esfera que podem afetar o desgaste das placas incluem o material da esfera, a sua dureza e a rugosidade da superfície. As características abrasivas das partículas que afetam o desgaste incluem a forma das partículas e a dureza [30].

Materiais de massa homogênea relacionam o volume de desgaste, V , à distância de deslizamento, S , e à força normal de contato, N , por um simples modelo de desgaste abrasivo que é equivalente à equação de *Archard* para desgaste de deslizamento (equação 2.1) [31]:

A utilidade de k como medida de desgaste abrasivo do material é limitada em situações em que o volume de desgaste é diretamente proporcional ao carregamento e à distância de deslizamento.

Pode-se calcular o volume desgastado em função das dimensões da cratera [31].

$$V = \frac{\pi * b^4}{64 * R} \text{ para } b \ll R \quad (2.3)$$

$$V = \pi * h^2 * R \text{ para } h \ll R \quad (2.4)$$

onde b é o raio médio da cratera e R o raio da esfera deslizante. Já a distância de deslizamento, S , através de uma expressão analítica para S em mm:

$$S = \pi * 2 * n * r \quad (2.5)$$

onde n é o número de rotações realizadas pelo eixo do motor do equipamento de ensaio e r é o raio do eixo do motor. Ao se definir todas essas equações e incógnitas é possível realizar o cálculo do coeficiente de resistência ao desgaste.

A partir da lei de Archard (equação 2.1) e as equações 2.3 e 2.4 obtemos a função para cálculo de coeficiente de desgaste para corpos de prova sem recobrimento.

$$K = \frac{1}{SN} \frac{\pi b^4}{64R} \quad (2.6)$$

Para ensaios com recobrimentos podemos calcular tanto o coeficiente de desgaste do recobrimento quanto do substrato. O coeficiente do recobrimento pode ser encontrado de duas formas.

- Ensaios perfurantes
- Ensaios não perfurantes

Para o ensaio perfurante são criadas calotas tendo o cuidado de não atingir o substrato, são realizados baterias de ensaios com tempos muito curtos (esse método não possui uma boa precisão tendo em vista que a dificuldade de se atingir o regime permanente). É também utilizada a equação 2.6 para o cálculo do coeficiente de desgaste.

Já o ensaio perfurante se trata de um ensaio que a cratera atinge o substrato. Para encontrarmos os coeficientes, a partir da equação 2.7 [86], plotamos o gráfico de SN/V_c por V_s/V_c para todas as crateras. Os pontos devem estar bem próximos de uma linha reta (os pontos longe desta reta devem ser repetidos experimentalmente). Obtemos então o K_c a partir do coeficiente linear da reta e K_s a partir do coeficiente angular.

$$\frac{SN}{V_c} = \frac{1}{K_s} \frac{V_s}{V_c} + \frac{1}{K_c} \quad (2.7)$$

onde os subscritos s são para o substrato e c a camada de recobrimento.

Para o cálculo de volumes utilizamos a equação 2.3 para o volume desgastado do substrato, e para a parte desgastada no recobrimento utilizamos a equação 2.8.

$$V_c = \frac{\pi t}{4} (b^2 + 4Rt) \quad (2.8)$$

2.2 DESGASTE POR FRETING

Caracterizamos fretting quando há um pequeno movimento oscilatório entre superfícies de contato causando o desgaste superficial, na região onde ocorre este desgaste há uma grande probabilidade de surgirem trincas. Na presença de uma tensão remota cíclica, essas trincas podem levar a uma falha catastrófica do componente, fenômeno chamado de fadiga sob condição de fretting.

Pode ser observado o fenômeno fretting em juntas parafusadas e rebitadas, acoplamento de eixos com engrenagens e rolamentos, montagens tipo “rabo de andorinha” na raiz da pá de turbinas. Podemos observar alguns exemplos na figura 2.13

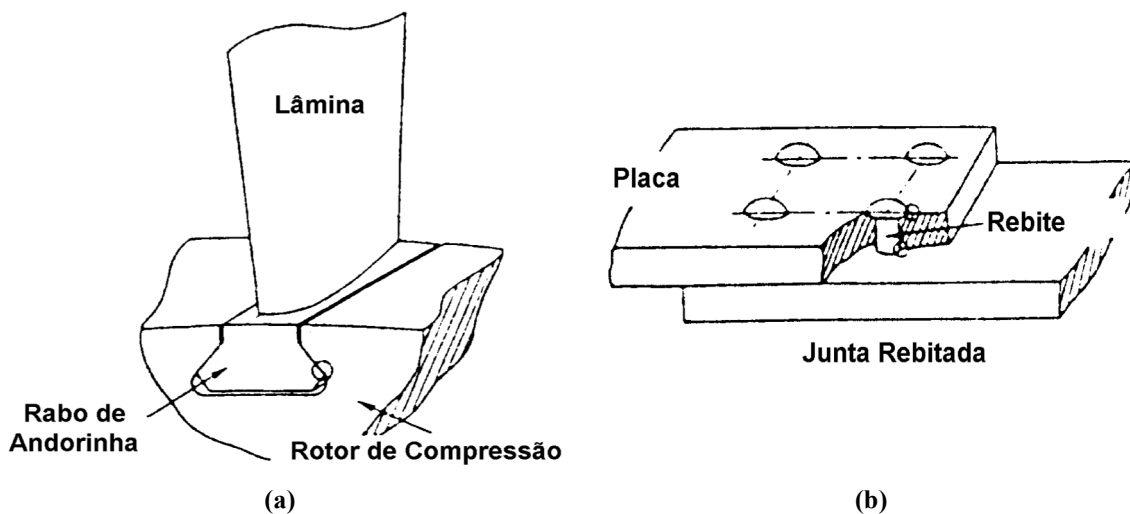


Figura 2. 13 - Exemplos de aplicações com problemas de fadiga por fretting (HATTORI, 1994) (a) encaixe da pá com o rotor. (b) junta rebitada.

Testes experimentais mostram que a ocorrência de fadiga por fretting reduz em 90% na resistência de um material metálico, e que cerca de 17% das falhas nos sistemas de propulsão aeronáuticos. Por esses motivos hoje o setor aeroespacial é o mais interessado no estudo do fretting e o mais afetado no seguimento industrial. Em outras áreas com danos menos críticos que as aeronaves, mas de grande importância econômica, sofrem com falhas de componentes devido à fadiga por fretting, como trens, automóveis, caminhões e cabos de aço.

Existem três tipos de abordagens para a classificação do estudo de fadiga sob condição de fretting:

- Abordagem dos microdeslocamentos:
- Abordagem baseada na mecânica da fratura.
- Abordagem que estabelece analogia com fadiga em entalhes

Utilizaremos o terceiro tipo de abordagem considerando que a fadiga por fretting pode ser considerada um problema de fadiga em corpos entalhados. Isso minimiza a ação do desgaste superficial e maximiza o efeito da concentração de tensão na região do contato.

Esta pesquisa tem por finalidade conduzir ensaios de fretting no aparato experimental do Laboratório de ensaios dos materiais. É objetivo deste trabalho desenvolver um banco de dados para testes de fretting em ligas de alumínio, e fazer um estudo sobre a eficiência do tratamento criogênico em processos sob condição de fretting.

A seguir será apresentada uma breve teoria de cálculo de tensões na região do contato do fretting, para dar uma noção e uma base de fretting ao leitor. O objetivo deste relatório não é se aprofundar neste assunto, mas o desenvolvimento das formulas e os detalhes da teoria mostrados nas seções 2.2.1 a 2.2.5 podem ser vistos no livro de “Mechanics of Fretting Fatigue” do David Nowell [85].

2.2.1 CALCULO DE TENSÕES

Para se obter o campo de tensões interior ao contato é necessário achar a magnitude e a distribuição das tensões na superfície de contato.

A configuração dos testes de fadiga por *fretting* utilizada neste trabalho é a mesma adotada por pesquisadores como Nowell (1988) e Araújo (2000), conforme ilustrado na figura 2.14:

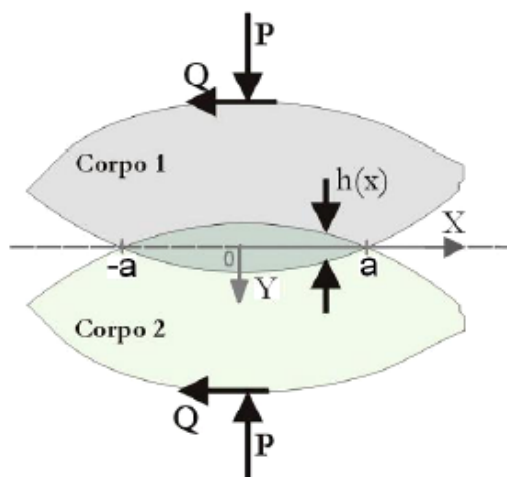


Figura 2. 14 - Contato entre dois corpos elasticamente deformáveis submetidos a forças normais, P, e tangencial, Q.

2.2.2 CARGA NORMAL

Inicialmente encontraremos a carga normal causada pelas sapatas (força constante feita pelos atuadores da ENERPAC) e perpendicular à carga remota (fadiga uniaxial exercida pela MTS).

Ao definirmos cada corpo em contato como um semiplano elástico e a partir da teoria de Hertz (1882) esta que prevê uma distribuição de pressão elíptica ao aplicarmos uma força normal estática entre os corpos.

$$p(x) = -p_0 \sqrt{1 - \left(\frac{x}{a}\right)^2} \quad (2.9)$$

onde p_0 é o valor máximo da pressão no contato que pode ser obtido a partir da condição de equilíbrio

$$p_0 = \frac{2P}{\pi a} \quad (2.10)$$

e a é o tamanho da metade do comprimento da região do contato

$$a = \sqrt{\frac{4PR_{eq}}{\pi E^*}} \quad (2.11)$$

onde R_{eq} e E^* podem ser definidos:

$$R_{eq} = \left(\frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_2}\right)^{-1} \quad (2.12)$$

$$E^* = \left(\frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2}\right) \quad (2.13)$$

onde E é o módulo de elasticidade e ν é o coeficiente de Poisson e os subscritos 1 e 2 referem-se aos corpos em contato.

2.2.3 CARGA TANGENCIAL

Ao ser aplicado uma carga tangencial Q surgem tensões cisalhantes na superfície dos corpos. Se esta tensão for menor que o limite para escorregamento total formam-se duas regiões, uma região central de comprimento $2c$ chamada de zona de aderência (stick zones), sem movimento relativo entre os pontos correspondentes das superfícies de contato, e uma região periférica ($c \leq |x| \leq a$) denominada zona de escorregamento (slip zones) configuração que pode ser vista na figura 2.15.

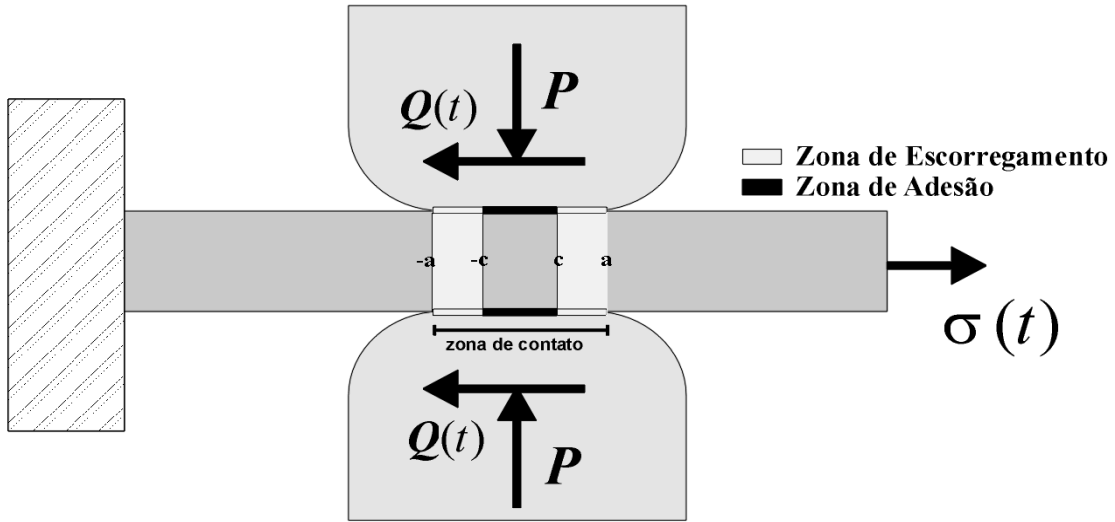


Figura 2. 15 - Contato de cilindros com superfície plana em regime de escorregamento parcial.

A partir do equilíbrio na direção tangencial encontramos c:

$$\frac{c}{a} = \sqrt{1 - \frac{Q}{fP}} \quad (2.14)$$

Sendo f o coeficiente de atrito entre as superfícies e a partir da lei de Amontons (1699, apud Nowell and Hills, 1994) as tensões superficiais para qualquer ponto da zona de escorregamento podem ser relacionadas:

$$|q(x)| \leq -fp(x) \quad (2.15)$$

e na zona de adesão:

$$|q(x)| < -fp(x) \quad (2.16)$$

Isso acontece pelo fato de que não há movimento relativo na direção x logo a tensão varia proporcional à variação da carga remota (ver figura 2.16). Esta variação da tensão causa também uma mudança no comprimento da zona de adesão.

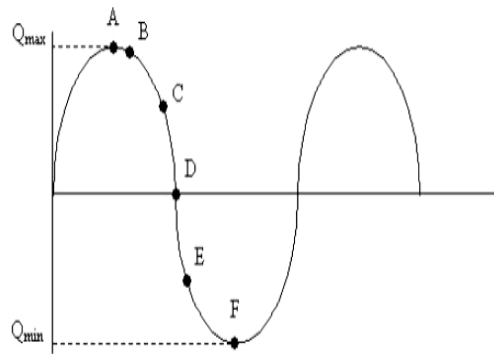


Figura 2. 16 - Variação do carregamento cisalhante Q com o tempo t.

Este novo comprimento da zona de adesão depende do tempo e pode ser calculado:

$$\frac{c'(t)}{a} = \sqrt{1 - \left(\frac{Q_{max} - s_1 Q(t)}{2fP} \right)} \quad (2.17)$$

Na tabela (2.2) podemos observar as tensões em cada ponto da superfície de contato.

Tabela 2. 2 - Tensões cisalhantes para cada região durante a variação do carregamento tangencial com o tempo.

$q(x)/fp_0$	Zona de aplicação
$-\sqrt{1 - \left(\frac{x}{a}\right)^2}$	$c' < x \leq a$
$-\sqrt{1 - \left(\frac{x}{a}\right)^2} + 2\frac{c'}{a}\sqrt{1 - \left(\frac{x}{c'}\right)^2}$	$c < x \leq c'$
$-\sqrt{1 - \left(\frac{x}{a}\right)^2} + 2\frac{c'}{a}\sqrt{1 - \left(\frac{x}{c'}\right)^2} - \frac{c}{a}\sqrt{1 - \left(\frac{x}{c}\right)^2}$	$ x \leq c$

2.2.4 CARGA REMOTA DE FADIGA

Se uma carga de fadiga remota e moderada ao contato é aplicada em fase com a carga tangencial, um deslocamento da zona de adesão, e (nos pontos máximo e mínimo de σ_a) ou e' (durante o descarregamento ou recarregamento de σ_a), será produzido. As expressões que quantificam esse deslocamento da zona de adesão, em qualquer instante do tempo no carregamento cíclico, são dadas pelas equações (2.18) e (2.19). Novamente, os detalhes relativos à sua obtenção não serão apresentados, mas o seu desenvolvimento pode ser encontrado em Hills *et al.* (1993).

$$\frac{e}{a} = \frac{\sigma_{max}}{4fp_0} \quad (2.18)$$

$$\frac{e'}{a} = \frac{\sigma_{max} - \sigma(t)}{8fp_0} \quad (2.19)$$

A Figura 2.16 mostra a história das tensões cisalhantes superficiais para uma combinação das cargas cisalhante e remota. Percebe-se claramente o deslocamento da zona de adesão devido à presença da carga remota. Deve-se ressaltar que a formulação desenvolvida acima para o deslocamento da zona de adesão, é somente válida para pequenos valores da carga de fadiga, que irá produzir $e + c < a$ e $e' + c' < a$. Para carregamentos maiores o tamanho e a posição da zona de adesão precisam ser calculados numericamente, por exemplo, usando programação quadrática (NOWELL, 1998).

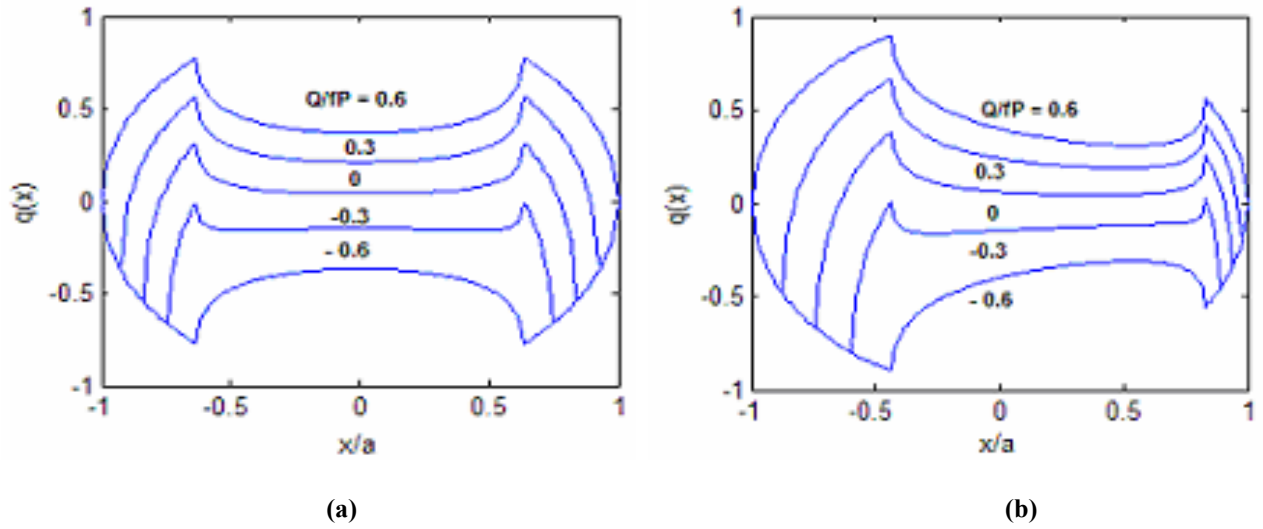


Figura 2. 17 - (a) Variação das tensões cisalhantes superficiais em diferentes instantes do carregamento cíclico tangencial. Q/fP variando entre $\pm 0,6$. (b) Efeito da carga remota sobre tensões cisalhantes superficiais mostradas em (a).

2.2.5 CAMPO DE TENSÃO CÍCLICO NA REGIÃO DO CONTATO

O campo de tensão resultante pode ser obtido pela superposição dos campos de tensões provocados por $p(x)$ e $q(x)$, levando-se em conta os termos de perturbação $q'(x)$ e $q''(x)$. Quatro combinações de superposição serão necessárias para compor o campo de tensão nos estados de carregamento máximo Eq. (2.20), mínimo Eq. (2.21), descarregamento Eq. (2.22) e recarregamento Eq. (2.23). Tomando a componente adimensionalizada σ_{xx}/p_0 como exemplo, tem-se que:

$$\frac{\sigma_{xx}(x,y)}{p_0} = \left(\frac{\sigma_{xx}^n(\frac{x}{a}, \frac{y}{a})}{p_0} \right) + f \left(\frac{\sigma_{xx}^t(\frac{x}{a}, \frac{y}{a})}{f p_0} \right) - f \frac{c}{a} \left(\frac{\sigma_{xx}^t(\frac{x-e}{c}, \frac{y}{c})}{f p_0} \right) + \frac{\sigma}{p_0} \quad (2.20)$$

$$\frac{\sigma_{xx}(x,y)}{p_0} = \left(\frac{\sigma_{xx}^n(\frac{x}{a}, \frac{y}{a})}{p_0} \right) - f \left(\frac{\sigma_{xx}^t(\frac{x}{a}, \frac{y}{a})}{f p_0} \right) + 2f \frac{c'}{a} \left(\frac{\sigma_{xx}^t(\frac{x-e'}{c'}, \frac{y}{c'})}{f p_0} \right) - f \frac{c}{a} \left(\frac{\sigma_{xx}^t(\frac{x-e}{c}, \frac{y}{c})}{f p_0} \right) + \frac{\sigma}{p_0} \quad (2.21)$$

$$\frac{\sigma_{xx}(x,y)}{p_0} = \left(\frac{\sigma_{xx}^n(\frac{x}{a}, \frac{y}{a})}{p_0} \right) - f \left(\frac{\sigma_{xx}^t(\frac{x}{a}, \frac{y}{a})}{f p_0} \right) + f \frac{c}{a} \left(\frac{\sigma_{xx}^t(\frac{x-e}{c}, \frac{y}{c})}{f p_0} \right) + \frac{\sigma}{p_0} \quad (2.22)$$

$$\frac{\sigma_{xx}(x,y)}{p_0} = \left(\frac{\sigma_{xx}^n(\frac{x}{a}, \frac{y}{a})}{p_0} \right) + f \left(\frac{\sigma_{xx}^t(\frac{x}{a}, \frac{y}{a})}{f p_0} \right) - 2f \frac{c'}{a} \left(\frac{\sigma_{xx}^t(\frac{x-e'}{c'}, \frac{y}{c'})}{f p_0} \right) + f \frac{c}{a} \left(\frac{\sigma_{xx}^t(\frac{x-e}{c}, \frac{y}{c})}{f p_0} \right) + \frac{\sigma}{p_0} \quad (2.23)$$

Onde os sobrescritos n e t referem-se aos tensores de tensão produzidos pelos carregamentos normal e tangencial, respectivamente. Estes tensores podem ser avaliados na condição de estado plano de deformação usando-se os potenciais de Muskhelishvili (Muskhelishvili, 1953, Hills *et al.*, 1993). Essa é uma análise clássica e complexa para a solução do problema de contato entre cilindros planos. Maiores detalhes sobre as equações para o cálculo do campo de tensão podem ser verificados nas referências associadas.

2.3 ALUMÍNIO

O alumínio é um material relativamente novo e em um pouco mais de um século de produção comercial já se tornou o segundo metal mais utilizado no mundo, ficando atrás somente do aço. É o elemento metálico mais abundante da crosta terrestre e o terceiro constituinte da crosta terrestre apresentando 7,3% de sua composição, seguido pelo silício com 28% e pelo oxigênio com 47% [2].

A gama de forma que ele pode assumir (extrusão e tubos, chapas e placas, folhas, pó, peças forjadas, etc) e as variedades de acabamentos superficiais disponíveis (revestimentos, anodização, polimento, etc) significa que ele se presta a uma vasta gama de produtos [1].

Este metal opera de forma eficaz em diversos ramos nobres da economia, em áreas como o transporte aéreo, rodoviário, ferroviário e marítimo; nos ramos alimentícios, medicamentosos, embalagens, construção, eletrônica e transmissão de energia elétrica.

O metal puro é branco prateado macio e apresenta massa específica relativamente baixa, condutividade térmica e elétrica elevadas, e elevada resistência à corrosão. Algumas características físicas, térmicas e mecânicas estão discriminadas na Tabela 2.3.

Tabela 2. 3 - Propriedades do Alumínio.

Característica	Valor
Número atômico	13
Massa atômica	26,98 g/mol
Valência	3
Estrutura de cristal	Cúbica de face centrada
Ponto de fusão	660,45 °C
Ponto de ebulição	2480,13 °C
Densidade	2,7 g/cm ³
Média de calor específico (0-100 °C)	0,219 cal/g*°C
Condutividade térmica (0-100 °C)	0,57 cal/cm*°C
Coefficiente de expansão linear (0-100 °C)	23,5 µ/°C
Resistividade elétrica a 20°C	2,69 µΩ*cm
Módulo de elasticidade	68,3 GPa
Relação de Poissons	0,34

Observou-se que o Al de alta pureza apresenta um limite de escoamento de 20 N/mm² e uma temperatura de recristalização a partir de – 60°C a – 40°C, tornando impossível o reforço a frio. Um aumento de 0,01% de Fe, Si ou Ti eleva a temperatura de recristalização em mais de 200 °C e o limite de escoamento para 25 N/mm². As razões para este aumento na resistência são o refinamento da estrutura dos grãos finos, que é especialmente causado pelas pequenas quantidades de titânio e boro, e também devido aos elementos que dissolvidos nos cristais, como o ferro, o cobre e o silício, melhoram consideravelmente a resistência mecânica da liga [4].

Assim, juntou-se a necessidade de se melhorar as características do Al com a melhora de suas qualidades quando se trata de ligas de Al. Dessa forma as ligas de Al ganharam destaque, sendo que os principais elementos de

liga incluem o cobre, o magnésio, o silício, o manganês e o zinco, e são nomeadas em função dessa composição seguindo lógica do sistema de nomenclatura. Segue-se o número de quatro dígitos, o qual indica as principais impurezas presentes e, em alguns casos, o nível de pureza, como representado na Tabela 2.4 [3].

Tabela 2. 4 - Nomenclatura básica das ligas de Al.

Nomenclatura	Composição
1XXX	Alumínio de pureza mínima de 99%
2XXX	Alumínio-cobre
3XXX	Alumínio-manganês
4XXX	Alumínio-silício
5XXX	Alumínio-magnésio
6XXX	Alumínio-magnésio-silício
7XXX	Alumínio-zinco-magnésio
8XXX	Ligas diversas, como: Alumínio-lítio

Em geral, as ligas de Al se dividem em dois grupos principais. As ligas trabalháveis que derivam das propriedades de encruamento, onde a força é obtida pelo "trabalho a frio" aplicada à liga, e as que dependem de tratamento térmico ou endurecimento por precipitação, onde a resistência e propriedades são alcançadas por meio de tratamentos térmicos de complexidade variável.

As ligas da série 1XXX, 3XXX e 5XXX têm as suas propriedades ajustadas por trabalho a frio, geralmente por laminação. As propriedades destas ligas dependerão do grau de trabalho a frio e se qualquer tratamento subsequente é realizado. Uma nomenclatura normalizada é usada para descrever estas condições, como observado na Tabela 2.5 [3].

Tabela 2. 5 - Nomenclatura para as ligas de Al trabalhadas a frio [3].

Novo Símbolo	Descrição	Velho símbolo
O	Recozido mole	O
F	Como fabricado	M
H12	Endurecido e ¼ rígido	H2
H14	Endurecido e ½ rígido	H4
H16	Endurecido e ¾ rígido	H6
H18	Endurecido e rígido	H8
H22	Endurecido, parcialmente recozido e ¼ rígido	H2
H24	Endurecido, parcialmente recozido e ½ rígido	H4
H26	Endurecido, parcialmente recozido e ¾ rígido	H6
H28	Endurecido, parcialmente recozido e rígido	H8
H32	Endurecido e estabilizado e ¼ rígido	H2
H34	Endurecido e estabilizado e ½ rígido	H4
H36	Endurecido e estabilizado e ¾ rígido	H6
H38	Endurecido, estabilizado e rígido	H8

Já as ligas da série 2XXX, 4XXX, 6XXX, 7XXX e 8XXX respondem de outra maneira. Permitem uma vasta gama de propriedades a ser alcançada devido a grande variedade de composições de liga, temperaturas de

tratamento térmico, escolha do tratamento de envelhecimento artificial e grau em que o produto final tenha sido deformado. E para isso, também existe uma nomenclatura regulamentada, como observado na Tabela 2.6 [5]:

Tabela 2. 6 - Nomenclatura das ligas de Al que sofreram tratamento térmico [34].

Símbolo	Descrição
T1	Resfriado bruscamente após um processo de conformação a uma temperatura elevada e envelhecida naturalmente até uma condição estável.
T2	Resfriado bruscamente após um processo de conformação a uma temperatura elevada, encruado e envelhecido naturalmente até uma condição estável.
T3	Solubilizado, encruado e envelhecido naturalmente até uma condição estável.
T4	Solubilizado e envelhecido naturalmente até uma condição estável.
T5	Resfriado bruscamente após um processo de conformação a uma temperatura elevada e depois envelhecida artificialmente.
T6	Solubilizado e depois envelhecido artificialmente.
T7	Solubilizado e super envelhecido.
T8	Solubilizado, encruado e depois envelhecido artificialmente.
T9	Solubilizado, envelhecido artificialmente e depois encruado.
T10	Resfriado bruscamente após um processo de conformação a uma temperatura elevada, encruado e depois envelhecido artificialmente.

O termo “solubilizado” se dá pelo tratamento térmico de solubilização ao se aquecer as ligas a uma temperatura apropriada, mantendo-as a essa temperatura por um período suficiente para permitir que os constituintes entrem em solução sólida e esfriando-os a uma velocidade suficiente para manter os constituintes em solução [34].

2.3.1 Ligas da série 6xxx

As ligas de Al da série 6XXX são utilizadas em aplicações que requerem baixa densidade, boas propriedades mecânicas e uma melhor resistência à corrosão. Nessa série o Mg e o Si se combinam para formar um composto intermetálico. O Mg_2Si é o responsável pelo endurecimento dessas ligas [5].

A solubilidade da fase Mg_2Si na matriz rica em Al aumenta com a elevação da temperatura a partir de uma solução sólida supersaturada. Isso favorece a formação de precipitados finos e uniformemente distribuídos, que acarretam um substancial aumento de dureza do material [5].

A introdução de elevados teores de cobre (da ordem de 0,7 a 1,0 %) nas ligas da série 6XXX enriquece estas ligas com outros tipos de precipitados endurecedores além do Mg_2Si . Outro elemento importante nestas ligas é o manganês, embora em teores mais baixos (da ordem de 0,3 a 0,6 %). O cobre influi no endurecimento por precipitação da liga e o manganês afeta a cinética de recristalização da mesma [5].

A série 6xxx tem a capacidade de endurecimento por precipitação (são termicamente tratáveis) e apresentam facilidade de serem extrudadas. Essa facilidade se dá pela elevada ductilidade e que permite o seu uso em operações que acarretam elevados graus de deformação. Por esse motivo, as ligas Al-Mg-Si representam a maior parte do volume de ligas de alumínio extrudadas, como observado na Figura 2.18 [5].



Figura 2. 18 - Capacidade de extrusão da série 6XXX [39].

Além da maior facilidade de serem trabalhadas, quando comparadas com as demais ligas termicamente tratáveis (Al-Zn-Mg e Al-Cu), as ligas Al-Mg-Si apresentam maior soldabilidade e maior resistência à corrosão do que as demais ligas termicamente tratáveis. Assim, as ligas da série 6xxx são as mais utilizadas comercialmente [6].

A elevada resistência à corrosão desta liga é devido à formação de uma camada óxido protetora que se desenvolve normalmente quando exposta ao ambiente. A camada óxido consiste majoritariamente de Al_2O_3 amorfa. Óxidos de alguns elementos podem ser incorporados na camada de alumina e podem melhorar as propriedades desta camada óxido natural [6].

As ligas de alumínio da série 6xxx são utilizadas em uma ampla variedade de aplicações, desde o uso em perfis de arquitetura de ligas mais diluídas e, conseqüentemente, de menor resistência mecânica, como: a 6063 e a 6060; até as chamadas ligas de aplicação estrutural com maiores teores de elementos de liga e maior dureza, como: a 6061 e a 6351 [6].

2.3.2 LIGAS AA6101 E AA6351

A Liga 6101 é normalmente usada em linhas condução elétrica. Como uma liga tratável termicamente, o AA6101 é a mais adequada para aplicações envolvendo moderada resistência e máxima condutividade elétrica. Podem ser produzidos em vergalhões, barras, perfis estruturais, tubos estruturais e tubos sem costuras. Embora essa

liga seja primariamente usada como barra condutora elétrica, ela também é uma excelente escolha para outros projetos elétricos [35].

Essa liga está disponível em várias condições de têmperas, dispensando tratamentos térmicos adicionais. A ampla variedade de têmperas proporciona diferentes resistências, conformabilidades e níveis de condutividade elétrica que permite a flexibilidade do design. Oferecendo boa soldabilidade, resistência à corrosão, flexibilidade e conformabilidade quando requisitada [35].

A Liga 60351 é geralmente indicada em aplicações estruturais, onde uma média a alta resistência mecânica é exigida. Disponível nas formas de vergalhão, tubo e perfis estruturais, o AA6351 oferece alta resistência mecânica, alta resistência à corrosão, boa conformabilidade em têmperas O e T4, boa soldabilidade, porém não apresenta boa brasabilidade e boa extrudabilidade. É tratável termicamente e suscetível a anodização somente com fins de proteção. As aplicações mais comuns da Liga 6351 incluem engenharia estrutural, construção de navios, veículos, equipamentos e acessórios para cabos [35].

2.3.3 TRATAMENTO TÉRMICO T6 DAS LIGAS AA6101 E AA6353

Tratamento térmico, em seu sentido mais amplo, refere-se a qualquer operação de aquecimento e de resfriamento que são executadas com a finalidade de modificar as propriedades mecânicas, a estrutura metalúrgica, ou o estado de tensão residual de um produto de metal. Quando o termo é aplicado às ligas de alumínio a sua utilização é limitada às operações específicas para aumentar a resistência e dureza das ligas temperáveis. Geralmente chamados de ligas "tratáveis termicamente" para distingui-los daquelas ligas em que nenhum reforço significativo pode ser alcançado por meio de aquecimento e resfriamento [33].

As ligas comercialmente tratáveis termicamente são, com poucas exceções, baseadas em sistemas ternários ou quaternários a respeito dos solutos envolvidos no desenvolvimento de resistência por precipitação. Ligas comerciais que podem ter um aumento significativo de sua resistência e dureza incluem a série 6XXX, como a AA6101 e a AA6353 [33].

Essas ligas apresentam precipitação multicelular e sofrem alterações de resistência. Múltiplas adições dos elementos de soluto principais e elementos complementares servem para que se possa fazer diferentes tratamentos térmicos e fornecer diversas combinações de diferentes propriedades – físicas mecânicas e eletroquímicas – que são necessários para diferentes aplicações. Algumas ligas, particularmente aquelas para a produção de peças fundidas, contêm quantidades de silício medido em excesso da quantidade que é necessária. A função aqui é principalmente melhorar a solidez, mas o excesso de silício também serve para aumentar a resistência ao desgaste [33].

O tratamento térmico T6 é um tratamento específico e deve ser aplicado a ligas de alumínio para elevar a sua resistência em cerca de 30%. No T6 esse processo se dá em três fases [33]:

- Solubilização;
- Tempera;
- Envelhecimento artificial.

E na Figura 2.19 pode-se observar com mais clareza cada uma das fases.

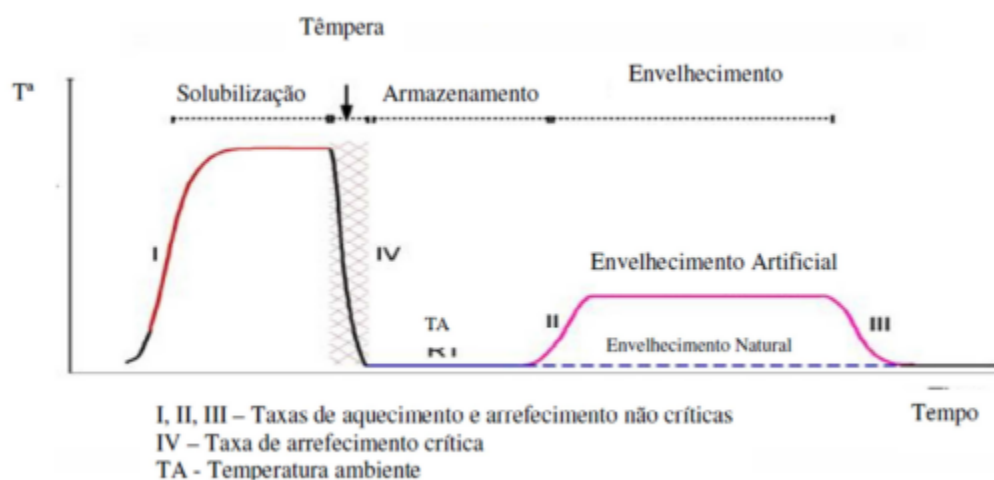


Figura 2. 19 - Tratamento térmico T6[37].

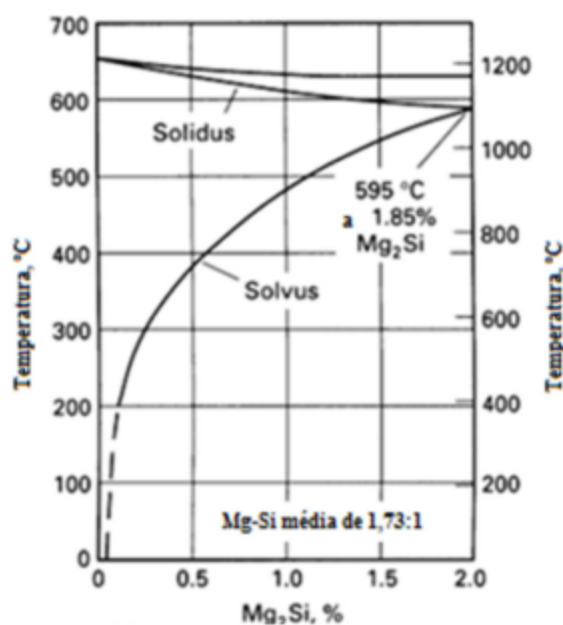


Figura 2. 20 - Aumento da solubilidade com o aumento da temperatura [33].

Nas ligas AA6101 e AA6353, o magnésio e o silício se combinam para formar o composto intermetálico Mg_2Si . A solubilidade da fase Mg_2Si na matriz rica em alumínio aumenta com a elevação da temperatura, observado na Figura 2.20. O tratamento térmico T6 permite a precipitação do Mg_2Si a partir de uma solução sólida supersaturada. Isso favorece a formação de precipitados finos e uniformemente distribuídos, que acarretam um substancial aumento na dureza do material. O aumento da dureza com o tempo e a temperatura de envelhecimento está relacionado com o crescimento das partículas de Mg_2Si [36].

A têmpera tem como objetivo preservar a solução sólida formada pela solubilização com um resfriamento rápido a uma temperatura baixa, usualmente próxima à temperatura ambiente, ou seja, para garantir boas

propriedades mecânicas ou a resistência à corrosão, a solução sólida formada durante o tratamento térmico deve ser temperada com rapidez suficiente (e sem interrupção) para produzir solução supersaturada à temperatura ambiente – a condição ótima para endurecimento por precipitação [33].

O envelhecimento artificial consiste em aquecer liga na região bifásica, mantendo-se a uma temperatura prescrita por um período de tempo definido. Durante o período de envelhecimento, alguns dos compostos de liga precipitam acarretando aumento na resistência do material, interferindo com os planos de deslizamento [33].

2.4 NITRETO DE TITÂNIO

Atualmente busca-se elevar as propriedades mecânicas dos materiais e sua resistência aos potencialmente agressivos ambientes de operação, como: a atmosfera industrial, lubrificantes e soluções resfriadas, ou altas temperaturas. A durabilidade se tornou a peça fundamental nesta empreitada.

O Nitreto de Titânio (TiN) é um material cerâmico de cor “ouro velho” com uma estrutura cristalina do tipo cúbica de face centrada. É um revestimento fortemente adesivo, de superfície lisa e baixo coeficiente de atrito. Apresenta uma boa resistência à corrosão e ao desgaste, o que faz com que este revestimento seja um candidato ideal a várias aplicações tribológicas. Por isso, é largamente usado em diversas aplicações industriais, como em ferramentas de corte e vários componentes mecânicos, como observado na Figura 2.21 [10], [12], [16] e [19].



Figura 2. 21 - Ferramentas revestidas por TiN [38].

Quando utilizado, aumenta principalmente a resistência ao desgaste, estendendo a vida útil dessas ferramentas em mais de 100%, quando comparadas as não recobertas. Suas propriedades mecânicas podem ser observadas na Tabela 2.7 [11] e [14].

Tabela 2. 7 - Propriedades mecânicas, térmicas e estruturais do TiN [37].

Material	Dureza	Modulo de Young	Condutividade térmica	Coefficiente de expansão térmica	Ponto de Fusão
TiN	20 GPa	440 GPa	29 W/m*K	9,4 μ /K	2949 °C

2.4.1 REVESTIMENTO POR PROCESSO PVD DE TITÂNIO EM ALUMÍNIO

Diagramas de equilíbrio de fase são ferramentas essenciais para o entendimento dos efeitos da composição/solidificação e de processos de estado sólido na microestrutura [17]. Para as ligas de alumínio, os diagramas de fase (Figura 2.22) são utilizados para determinar a solidificação e temperaturas de fusão, o percurso de solidificação, e o equilíbrio de fases, além das suas temperaturas de dissolução. As mais importantes transformações líquido-sólido para as ligas de alumínio são as eutéticas e peritéticas.

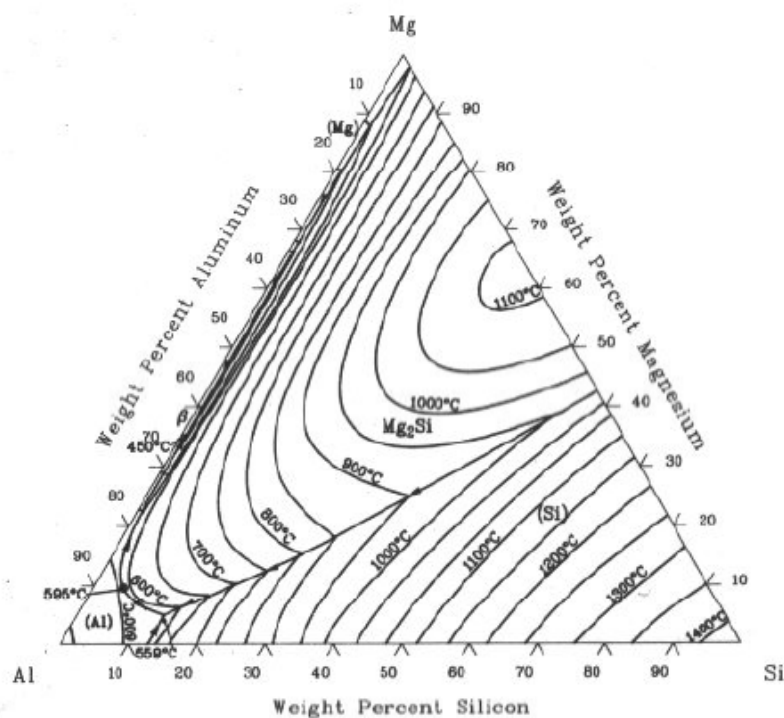


Figura 2. 22 - Diagrama de fases ternário Al-Mg-Si [17].

Durante a deposição de filmes resistentes à abrasão em ligas de alumínio, alguns problemas são observados devido à falta de suporte e baixo ponto de fusão do substrato. A formação de óxidos de alumínio é também um limitador do processo.

O alumínio de alta pureza (99,999% Al) apresenta baixo limite de escoamento ($\sim 20 \text{ N mm}^{-2}$) e baixa temperatura de recristalização, impossibilitando o endurecimento por trabalho a frio. O aumento na percentagem dos elementos residuais (Fe, Si, Ti) promove aumento da temperatura de recristalização acima de 200°C . O resultante aumento na tenacidade deve-se ao refino de grão promovido pelas pequenas adições de titânio [18].

O alumínio, exposto ao ar, forma uma fina e densa camada de óxido por meio da reação do substrato com oxigênio e vapor d'água. Se esta camada é mecânica ou quimicamente removida ou danificada, nova camada

amorfa de óxido de alumínio forma-se espontaneamente. Em contraste com outros óxidos metálicos, o óxido de alumínio exibe boa adesão ao substrato, promovendo proteção eficiente contra subsequente oxidação.

A camada de óxido em alumínio polido em ar seco à temperatura ambiente alcança espessura de milésimos de micron em poucos minutos. Em alguns dias a taxa de crescimento da camada diminui. Em altas temperaturas como, por exemplo, no tratamento térmico, a taxa de crescimento da camada é acelerada, podendo gerar em ambientes úmidos camadas de hidróxidos de décimos de microns [19].

A deposição de camadas obtidas via PVD é influenciada por este comportamento em oxidação do alumínio. Investigações efetuadas em diferentes ligas de alumínio [20,21], expostas em diferentes tempos a condições atmosféricas variadas revelaram que o polimento da amostra antes da deposição física por vapor é fundamental para a efetiva adesão do filme.

O alumínio forma ligas endurecíveis quando produzido com elementos de ligas específicos. Maiores valores de tenacidade destas ligas podem ser obtidos por endurecimento por precipitação, que pode ser dividido em três etapas:

- Solubilização: Por meio do recozimento em temperaturas elevadas, abaixo da temperatura de fusão, haverá considerável quantidade de elementos de liga em solução sólida.
- Tempera: Por meio de tempera, a solução sólida, enriquecida com elementos de liga, assume a condição supersaturada.
- Envelhecimento: Por meio do envelhecimento (em temperatura ambiente ou moderadamente elevada) ocorre a precipitação a partir da solução sólida, resultando no aumento do limite de escoamento e dureza. Para envelhecimento natural, efetuado a temperatura ambiente, a precipitação ocorre de forma coerente na solução sólida. Para o envelhecimento artificial, em temperaturas acima da ambiente, algumas fases metaestáveis são formadas de forma parcialmente coerente com a solução sólida. Para o envelhecimento artificial, efetuado a temperaturas entre 100 e 200 °C, as propriedades mecânicas crescem rapidamente e alcançam picos de limite de escoamento e de dureza. O envelhecimento a temperaturas muito elevadas e/ou tempos muito longos promove a formação de fases incoerentes, resultando na redução das propriedades mecânicas em função do super-envelhecimento [22,23].

O estudo das propriedades mecânicas de recobrimentos estruturais tem sido considerado importante, uma vez que estes recobrimentos são usados em variadas aplicações. Inúmeros materiais são usados como recobrimentos protetores visando atingir propriedades funcionais de superfícies para o substrato, tais como alta dureza, baixa fricção, boa resistência ao desgaste e a corrosão. Existem diferentes técnicas de deposição com diferenças acentuadas em termos de processamento e temperatura de operação.

A deposição física de vapores (PVD), com um processo executado em altas temperaturas, pode ter efeitos deletérios às propriedades físicas e mecânicas do material base. O aumento da resistência ao desgaste de ligas de alumínio com filmes de TiN será possível se houver dureza suficiente no substrato. Para substratos demasiadamente macios existe o risco de descolamento do filme resultante da elevada deformação plástica do

substrato. No presente trabalho a temperatura no processo de recobrimento deverá ser mantida abaixo da de envelhecimento, visando evitar a perda de propriedades mecânicas do substrato.

Nitretos de um único elemento tais como TiN, CrN e ZrN são classificados como camadas PVD de alta dureza, tendo sido utilizadas em ferramentas de usinagem. Todavia estas camadas estão sendo aplicadas onde se buscam resistência ao desgaste e à corrosão. São eficientes para redução do *fretting* e desgaste adesivo, promovendo operações suaves na operação de componentes em movimento.

Na indústria de geração e transmissão de energia e na aeroespacial ligas de alumínio são usadas em cabos de transmissão de energia e componentes estruturais de aeronaves, onde danos oriundos de *fretting* e desgaste abrasivo podem causar falhas catastróficas. Camadas de alta dureza foram desenvolvidas visando aumento na resistência ao desgaste de componentes estruturais. Trabalhos anteriores [23,24] demonstram que camadas de alta dureza tais como TiN, TiC e diamante podem trazer benefícios quando usadas em condições de contato onde desgaste por *fretting* esteja presente.

O uso de nitreto de titânio (TiN) como camada teve crescimento acentuado em função da alta resistência ao desgaste com baixo coeficiente de fricção. As propriedades mecânicas tais como fadiga, dureza e desgaste e as propriedades físicas tais como condutividade térmica tem sido investigadas [25-26]. As propriedades em tração e fadiga de aço inoxidável 316 L recoberto via PVD com diferentes camadas TiNx demonstraram que a aplicação destas camadas em substratos de aço aumentou o limite de escoamento e a resistência à fadiga do material recoberto, em comparação com o aço sem recobrimento. O aumento do limite de escoamento foi atribuído à alta resistência à tração da camada de TiNx e sua excelente aderência ao substrato, apesar da insignificante alteração destes valores em função do teor de nitrogênio nas camadas. Camadas mais espessas de TiN, em torno de 1,4 µm [27] promoveram aumento na resistência a fadiga do 316 L, atribuída à tensão compressiva residual presente e à boa adesão da camada ao substrato.

Outro trabalho [28] demonstrou que deposição PVD de ZrN de 3 µm em substrato de liga alumínio 7075-T6 promoveu redução na resistência à tração e a fadiga. O limite de escoamento e a resistência à fadiga mostraram reduções de 43 % e 28 % respectivamente. A alta temperatura de operação no processo PVD estava acima da temperatura de envelhecimento da liga (120 °C) causando a redução nas propriedades mecânicas do material recoberto. Nos ensaios de tração o filme mostrou boa adesão. Todavia, significativa delaminação da camada foi observada em cargas cíclicas com altas tensões [28].

Considerando a camada PVD – TiN em substrato de alumínio, a preocupação reside em, primeiramente, avaliar o percentual das perdas das propriedades mecânicas do substrato devido ao efeito da temperatura de deposição e a presença do filme fino de TiN.

Em segundo lugar, deve-se avaliar se estas propriedades podem ser restabelecidas pela aplicação de tratamento térmico posterior ao recobrimento PVD. Em terceiro lugar, a avaliação da metodologia adequada para o recobrimento para melhoria da resistência ao desgaste, fadiga por *fretting* e corrosão, sem perda das propriedades mecânicas do substrato.

Recentes trabalhos em recobrimentos de substrato de alumínio com nitreto de cromo (CrN) mostraram melhores resultados em comparação com camada de TiN. Estudos comparativos do comportamento em desgaste de camadas de TiN e CrN depositadas em ligas de alumínio ainda são incipientes. Em pesquisa sobre o tema, a liga de alumínio comercial A 2024 foi utilizada como substrato para recobrimento de camadas de TiN e CrN [29]. Os resultados mostraram aumento do volume de desgaste e redução do coeficiente de fricção com o aumento da carga normal do ensaio de desgaste de pino e disco. Neste caso, a resistência ao desgaste foi maior para amostras recobertas com CrN. O mecanismo de desgaste para alumínio 2024 recoberto com TiN foi correlacionado com oxidação da camada e a deformação plástica do alumínio 2024. Já o mecanismo de desgaste da camada de CrN deveu-se à fratura por fadiga da camada que foi afetada pela tensão residual na interface CrN/2024 e pela deformação plástica do substrato. Apesar da existência de tensão residual compressiva na camada, a tensão residual torna-se trativa devido ao aumento da temperatura do substrato, causada pelo alto aquecimento friccional gerado pela interface de deslizamento entre a camada e a esfera cerâmica [30,31]. Como consequência, ocorreram variações alternadas entre tensões compressivas e tensões trativas na interface camada/substrato, resultando neste caso falha por fadiga na camada de CrN.

2.5 O TRATAMENTO CRIOGENICO PROFUNDO EM LIGAS DE ALUMÍNIO

Entre a proposta de Projeto Básico deste projeto de pesquisa, novembro de 2009, e agosto de 2011 ocorreu um expressivo aumento no número de artigos publicados a cerca da técnica de tratamento criogênico profundo (TCP) de materiais (Figura 2.22). Contudo nenhum dos artigos publicados neste período diz respeito da aplicação desta técnica em ligas de alumínio. Sendo ligas ferrosas de aços-ferramenta os materiais mais estudados [71-74].

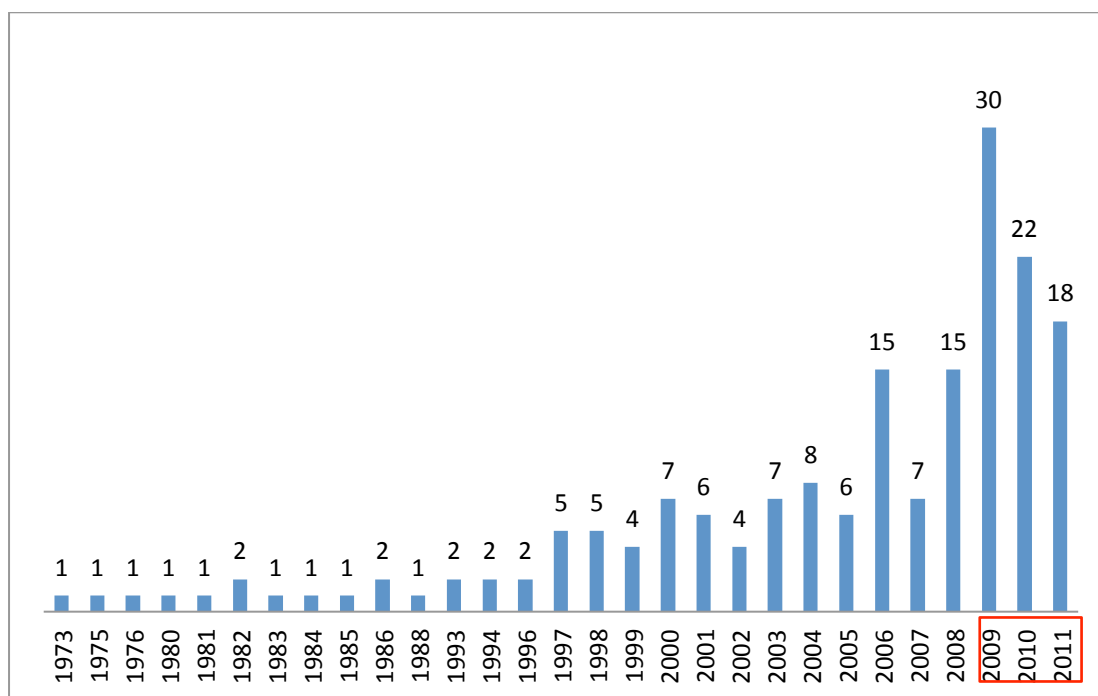


Figura 2. 23 - Número de artigos publicados em periódicos internacionais a respeito da aplicação do tratamento criogênico em materiais. Ferramenta de busca e base de dados Engineering Village. Termo de busca: (cryogenic AND treatment AND wear). Pesquisa feita em 25/08/2011.

Contudo uma pesquisa mais profunda por artigos anteriores a 2009 envolvendo TCP em ligas de alumínio resultou no encontro de artigo publicado por pesquisadores do *Department of Materials Science and Engineering, Central South University, China*. Apesar de o trabalho encontrar-se em chinês, tanto o resumo quanto tabelas estão disponíveis em inglês. Mostrando que os pesquisadores aplicaram o TCP em diversas ligas de alumínio e avaliaram como a característica de tração dos materiais tratados se mostrava em relação aos não tratados (Tabela 2.8). O TCP foi realizado por resfriamento até -193°C em 10-12h, mantida a temperatura de -193°C por 20-24h, e 10-12h para retornar à temperatura ambiente. Nota-se pela Tabela 2.8 que as ligas 1230 e 6063, ambas preparadas por extrusão a quente e sem tratamento térmico posterior, tiveram ligeira queda no limite de resistência de tração (σ_b). Relembrando que as ligas das séries 1xxx e 6xxx são as de mais interesse neste Projeto de Pesquisa. Os autores também realizaram difração de raios X e as mudanças microestruturais provocadas pelo TCP são observadas pela mudança na intensidade dos picos de difração.

Foi também realizado esforço na busca por trabalhos acadêmicos (teses e dissertações) em bancos do Brasil e exterior utilizando o termo (CRYO* and ALUMINUM and WEAR). Encontrando-se uma tese de doutorado que aborda os efeitos do TCP em liga de alumínio 7050 [76]. Nesta o autor afirma que o TCP já é utilizado em alumínio aeroespacial por solicitação a NASA para atender as rigorosas normas de estabilidade dimensional principalmente devido à grande variação de temperatura sofrida pelos componentes em operação. Empresas como North America Rockwell, General Motors, Garret Turbine, Huges Aircraft e Northrop Corp já forneceriam ligas de alumínio criogenicamente tratadas para adequar a estas solicitações.

Tabela 2. 8 - Tabela de resultados de ensaio de tração em diversas ligas de alumínio tradicionais e criogenicamente tratadas.
Retirado de [36].

Alloy	State	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	HBS _{0.02} /MPa	Percentage of change/ %		Number of sample
						σ_b	$\sigma_{0.2}$	
1230R	W	63.3	36.5	48	18			5
1230R	L	62.6	57.1	40	19	- 1.1	+ 56.4	5
2017CZ	W	421.5	265.2	18	104			5
2017CZ	L	439.1	302.6	15	114	+ 4.2	+ 14.1	5
2024CZ	W	459.1	316.7	18	116			5
2024CZ	L	483.1	329.5	16	133	+ 5.2	+ 4.0	5
2618CZ	W	447.5	320.1	11	119			10
2618CZ	L	451.4	322.4	10	120	+ 0.9	+ 0.7	10
3003Y4	W	146.2	126.7	10	45			5
3003Y4	L	156.3	134.1	9	47	+ 6.9	+ 5.8	5
4032R	W	183.8	131	15	80			5
4032R	L	212.3	153	13	85	+ 15.5	+ 16.8	5
5254Y4	W	277.8	183.1	14	66			5
5254Y4	L	275.8	180.3	14	66	- 0.7	- 1.5	5
6063RZ	W	128.9	101.6	18	40			10
6063RZ	L	125.3	96.4	22	38	- 2.8	- 4.9	10
7075R	W	371.1	227.5	12	120			5
7075R	L	416.3	262.6	9	130	+ 12.2	+ 15.4	5
7075CS	W	636.6	598.7	7	147			5
7075CS	L	658.6	614.0	6	168	+ 3.5	+ 2.6	5
8009SPR	W	405.9	336.1	9	79			10
8009SPR	L	453.4	350.1	7	88	+ 11.7	+ 4.2	10
8009RSR	W	388.6	336.4	10	73			20
8009RSR	L	420.2	365.1	8	81	+ 8.1	+ 8.5	20

W—Pre-cryogenic treatment; L—Cryogenic treatment; CZ—Quenching + natural ageing treatment; CS—Quenching + artificial ageing treatment; Y4—Full hardness; R—Hot extrusion; RZ—Hot extrusion+ natural ageing; SPR—Spray deposited+ hot extrusion; RSR—Rapidly solidified+ hot extrusion

O autor estudou os efeitos do TCP comparando as seguintes rotas de tratamentos térmicos:

- Liga 7050 -> Solubilização -> Têmpera em água -> Envelhecimento (precipitação): trata-se da classificação T6 (Figura 2.24)
- Liga 7050 -> Solubilização -> Têmpera em água -> TCP -> Envelhecimento (precipitação) (Figura 2.25)

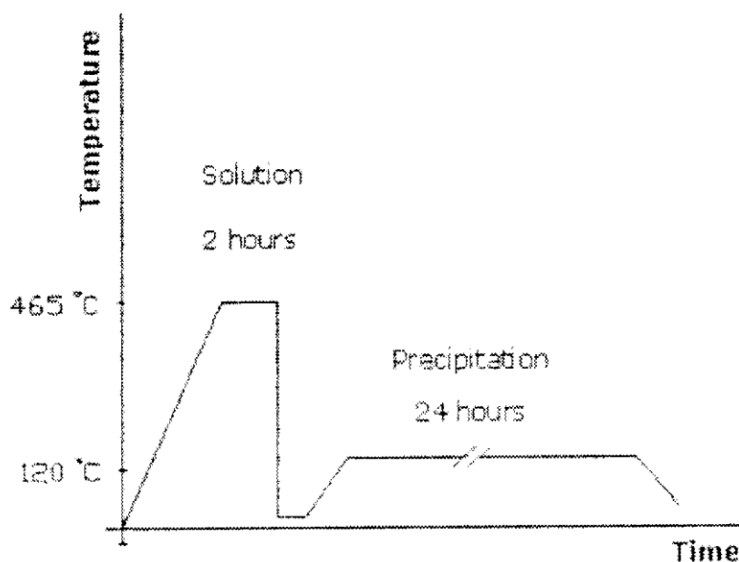


Figura 2. 24 - Tratamento térmico convencional aplicado à liga Al 7050 [37].

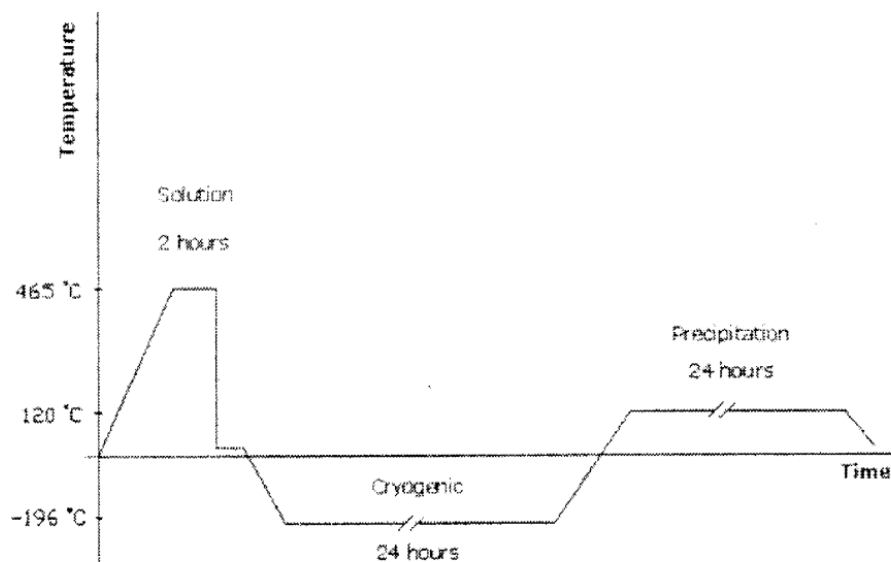


Figura 2. 25 - Tratamento criogênico aplicado à liga Al 7050 em trabalho de doutorado de Zhirafar [37].

A análise por microscopia óptica mostra que a amostra criogenicamente tratada apresenta maior quantidade de microestruturas de segunda fase e sua distribuição (Figura 2.26).

Imagens obtidas por retroespalhamento de elétrons também confirmaram o aumento na fração volumétrica de precipitados de segunda fase. No referido estudo, o TCP promoveu um material com maior dureza (81,1 HRB) e tenacidade ao impacto (5,7 J) superiores em relação ao material convencional (80,2 HRB e 5,7 J). Contudo, trata-se de aumentos não tão significativos. Os resultados estão em acordo com a maior quantidade de precipitados observados por microscopia no material que passou por TCP. O desempenho em fadiga do material criogenicamente tratado foi ligeiramente inferior ao convencional como pode ser observado nas curvas *S-N* da Figura 2.27. O autor propõe que os precipitados de segunda fase atuam como pontos de nucleação e também como caminhos de propagação de trincas. Por isso o material criogenicamente tratado apresentou qualidade inferior em

relação à propriedade de fadiga. O pesquisador afirma ainda que artigos de pesquisadores chineses [77,78] colocam hipóteses para modificações na microestrutura a contração da estrutura resultando em dois efeitos: redução de defeitos internos na estrutura tais como microporosidades e vacâncias, assim como a expulsão de átomos do soluto devido à redução do parâmetro de rede, aumentando assim a fração volumétrica de precipitados de segunda fase produzida nestas ligas.

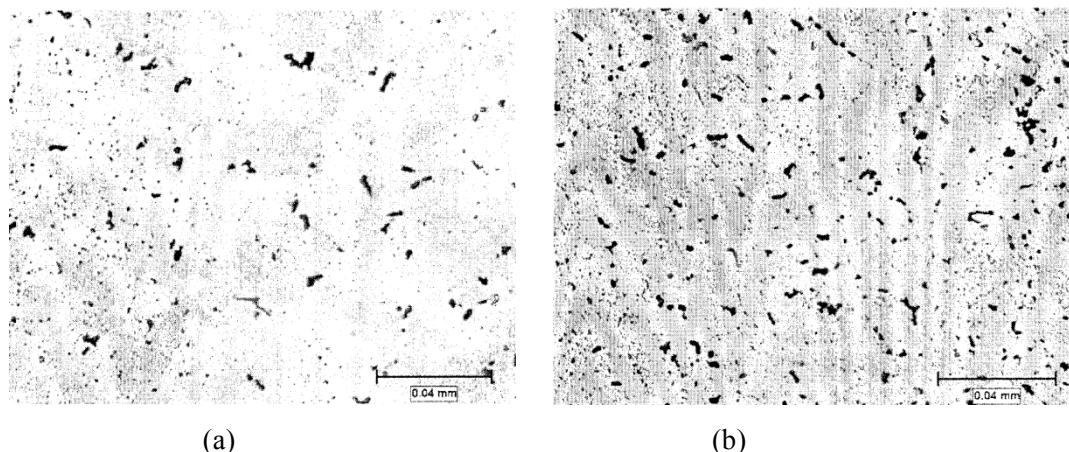


Figura 2. 26 - Microscopia ótica de amostra de Al 7075 convencional (a), com 3,2% da fração volumétrica de precipitados de segunda fase e criogenicamente tratada (b) com 4,3%. Precipitados (segunda fase) em preto [37].

Na busca por mais informações sobre a aplicação do tratamento criogênico em ligas de alumínio, foi efetuada também pesquisa de depósitos e cartas patentes sem limitação temporal. Para isso, foi utilizada a ferramenta Espacenet (<http://www.european-patent-office.org/>) com busca nos principais territórios: EUA, China, países da Europa, Índia, Japão dentre outros. O critério de busca partiu da classificação internacional de patentes (versão 2010.01). Utilizando então a classificação C22F 1/04, limitando aquelas patentes com prefixo CRYO no título ou resumo, foram encontradas três patentes e um depósito de pedido.

Em carta patente, Dulberge e Istip reivindicam a utilização de nitrogênio líquido (-198 °C) em lugar da água como meio de têmpera para ligas de alumínio aeronáuticas. Ou seja, trata-se de um procedimento criogênico distinto do TCP, normalmente realizado na etapa pós têmpera e de modo lento. Na carta patente os inventores afirmam que dessa forma consegue que as ligas 2014, 6061 e 7075 tenham melhor propriedade de tração. Reportando aumentos no limite de resistência à tração (entre 0,3 e 1,5%), limite de escoamento (entre 1,84 e 3,65%) e escoamento (entre 0,35 e 3,30%). Esta patente é de titularidade da Northrop Corp mencionada por Zhirafar [76] como uma das empresas do setor aeronáutico que também utiliza o TCP em peças e componentes fabricados em ligas de alumínio.

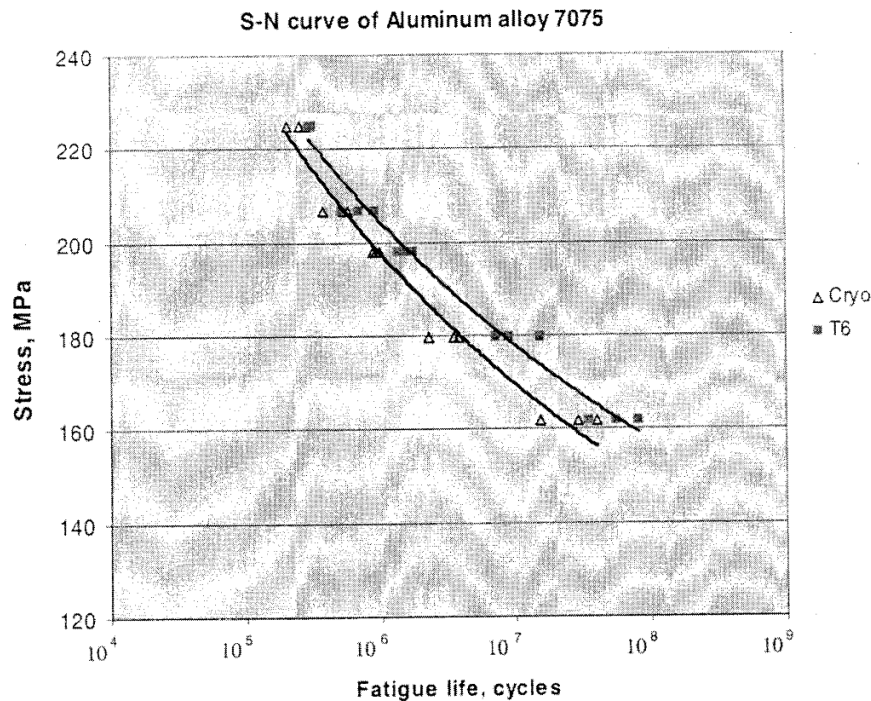


Figura 2. 27 - Curvas S-N para liga Al 7050-T6 e criogenicamente segundo [37].

C: QUÍMICA; METALURGIA

↳ **C22:** METALURGIA; LIGAS FERROSAS OU NÃO-FERROSAS; TRATAMENTO DE LIGAS OU DE METAIS NÃO-FERROSOS

↳ **C22F:** MODIFICAÇÃO DA ESTRUTURA FÍSICA DE METAIS NÃO-FERROSOS OU DE LIGAS NÃO-FERROSAS (métodos gerais ou dispositivos para tratamento térmico de metais ferrosos ou não ferrosos ou ligas C21D)

↳ **C22F 1/00** Modificação da estrutura física de metais ou ligas não-ferrosas por tratamento térmico ou por trabalho a quente ou a frio

↳ **C22F 1/04:** do alumínio ou de suas ligas

Os resultados de ensaios de tração relatados por Dulberge e Istip [79] para a liga 6061 temperada em nitrogênio líquido são melhores que os obtidos por Ding e Wenxian[75] para Al 6063 no qual o TCP é realizado após a extrusão a quente. Mas não se sabe se no último foi feito envelhecimento.

Corridan [80] obteve carta patente reivindicando a aplicação do TCP em ligas de alumínio (5052, 6061 e outras baseadas em magnésio-silício e magnésio-cromo) antes do processo de anodização para melhorar a resistência à corrosão da camada anodizada. O autor mostra alguns resultados experimentais para corroborar com as reivindicações solicitadas. Apesar de não terem sido percebidas mudanças de dureza entre os materiais criogenicamente tratados e convencionais (tanto no substrato quanto na camada anodizada), em análise por microscopia eletrônica de varredura o inventor afirma que a camada anodizada das amostras cujos substratos passaram previamente por TCP mostra-se mais densa. Ensaio por ataque químico utilizando ácido clorídrico

mostrou uma resistência à corrosão cerca de 70% maior para as ligas previamente submetidas ao TCP antes da anodização.

Campbell e Laymon [81] reivindicam a aplicação do TCP aplicados a fundidos fabricados em alumínio (C355, 354, A354) e Inconel (713C, IN713LC, IN-738, IN-100, GMR235) especialmente quando utilizados para fabricação de turbinas de compressores. Em testes de fadiga por rotação, turbinas criogenicamente tratada mostram resistência à fratura 2,5 vezes maior em relação a pás de turbinas não tratadas. Apresentando também uma menor dispersão nos resultados experimentais.

Em depósito de patente na China, inventor aponta que o TCP é apropriado para aumentar a durabilidade de buchas/mancais de eixos quando fabricados em ligas de alumínio, zinco ou cobre [82]. A não ser pelo resumo da patente, mais detalhes do texto não pôde ser obtido.

Em todas as patentes encontradas há relatos de modificações microestruturais em ligas de alumínio. Mas nos documentos avaliados os inventores não abordam possíveis mecanismos envolvidos nas melhoras observadas.

De forma geral, a literatura encontrada não aborda os efeitos do TCP nas propriedades de microabrasão e muito menos na fadiga sob *fretting* objetos alvo do atual projeto de pesquisa.

Interessante lembrar que resultados do último projeto intitulado “Impacto do Tratamento Criogênico Profundo nas Propriedades Físicas e Mecânicas de Ligas de Alumínio de uso em Linhas de Transmissão e Subestações”. O tratamento criogênico não demonstrou mudanças significativas no limite de resistência à tração (+0,5 %). Em relação à fadiga, utilizando-se do método estatístico de *Staircase* para maior precisão nos resultados, observou-se um incremento de 10,8 % no limite de resistência dos corpos de provas criogenicamente tratados em relação aos tradicionais. Os resultados dos ensaios micro-abrasivos mostram aumento de 47% na resistência ao desgaste no material após o tratamento criogênico apesar da dureza do material não ter sido alterada de forma significativa.

Avaliando os resultados encontrados na literatura com os obtidos no projeto anterior, a realização do TCP após o envelhecimento da liga de alumínio parece ser mais positiva do ponto de vista de produto de engenharia. Não se descartando a possibilidade de ser realizado o TCP também antes do envelhecimento.

2.6 CARACTERIZAÇÃO

Esta seção trata das técnicas de caracterização que serão utilizadas na etapa de análise dos resultados, onde estas técnicas irão ajudar na explicação dos fenômenos que possam ocorrer depois de realizados os tratamentos, tanto o criogênico como o revestimento.

2.6.1 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

A difração de raios-x é uma técnica da caracterização micro estrutural de materiais cristalinos baseados em ondas eletromagnéticas que possuem comprimentos de onda de 10^{-11} a 10^{-8} m. Os comprimentos de onda de raios-x utilizados em difração estão na faixa de 0,5 a 2,5 Å [15].

Os tubos de raios-x utilizam um feixe de elétrons de alta energia direcionados a um alvo metálico refrigerado. A maior parte da energia do feixe é perdida em colisões que colocam os átomos em movimento e produzem calor. Parte da energia dos elétrons interage como o campo elétrico do átomo e quando os elétrons são desacelerados é reemitida como raios-x. Essa radiação policromática, também denominada de radiação “branca”, produz um espectro contínuo. Uma porção menor, porém significativa, do feixe de elétrons colide com os elétrons dos átomos do alvo. Esse feixe pode ser espalhado elasticamente, sem perda de energia pelos elétrons de um átomo (dispersão ou espalhamento coerente). O fóton dos raios-x após a colisão como o elétron muda a sua trajetória, mantendo, porém a mesma fase e energia do fóton incidente. Sob o ponto de vista da física ondulatória, pode-se dizer que a onda eletromagnética é instantaneamente absorvida pelo elétron e reemitida; cada elétron atua, portanto, como centro de emissão de raios-x [15] e [25].

Essa nova emissão, que pode ser observada na Figura 2.28, têm energia quantizada e a radiação emitida tem comprimentos de onda específicos. Este tipo de radiação é denominado radiação característica. Portanto, os raios-x que deixam o alvo têm comprimentos de onda específicos sobrepostos à radiação branca. A difração pode ser definida como um fenômeno de espalhamento de radiação eletromagnética por um arranjo periódico de centros de espalhamentos, com espaçamento da mesma ordem de magnitude do comprimento de onda da radiação incidente, pode-se verificar que as relações de fase entre os espalhamentos tornam-se periódicas e que efeitos de difração dos raios-x podem ser observados em vários ângulos. Um feixe de raios-x, ao ser difratado por uma amostra, contém informações sobre os tipos de átomos que constituem o material, arranjo atômico e geometria cristalina [25].

Os centros de espalhamento se encontram em uma rede tridimensional, e poucas direções podem difratar. A difração (interferência construtiva ou numa mesma fase) ocorre somente quando o feixe incidente forma um ângulo apropriado em relação ao cristal, dependendo da diferença de caminho percorrida pelos raios-x e o comprimento de onda da radiação incidente. A interferência construtiva ocorre quando o ângulo de incidência e o ângulo de difração, θ , satisfaz a condição de *Bragg* [25]:

$$n * \lambda = 2 * d * \sin\theta \quad (2.24)$$

Onde λ é o comprimento de onda da radiação incidente, n é um número inteiro, d é o espaçamento perpendicular entre os planos de rede e θ é o ângulo de incidência dos raios-x [15] e [25].

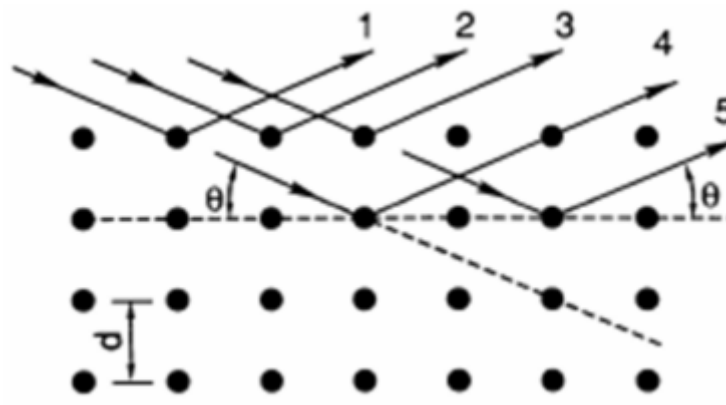


Figura 2. 28 - Difração de raios-x [25].

A caracterização de filmes finos implica na utilização do método de raios rasantes. Neste tipo de medida, o feixe de raios-x atinge a superfície da amostra em ângulos rasos, de 1 a 10 graus, obtendo uma penetração menos profunda do feixe, garantindo a limitação da profundidade da qual a informação será amostrada [15].

Como resultado do teste, obtêm-se o difratograma, observado na Figura 2.29, com a intensidade de radiação em todos os ângulos da análise, onde pode ser observado o pico de difração. O pico da difração se dá nas orientações preferências em que o filme fino da amostra se encontra [15].

Os equipamentos de raios-x apresentam muitas vantagens, como: rapidez e precisão na coleta de dados por um detector de raios-x e facilidade na preparação e posicionamento das amostras. A geometria mais utilizada para os difratômetros é a *Bragg-Bentano*, onde um feixe de radiação monocromática incide sobre uma amostra de forma de pó compacto, inclinada em um ângulo α em relação ao feixe incidente, enquanto os dados são coletados por um detector [15].

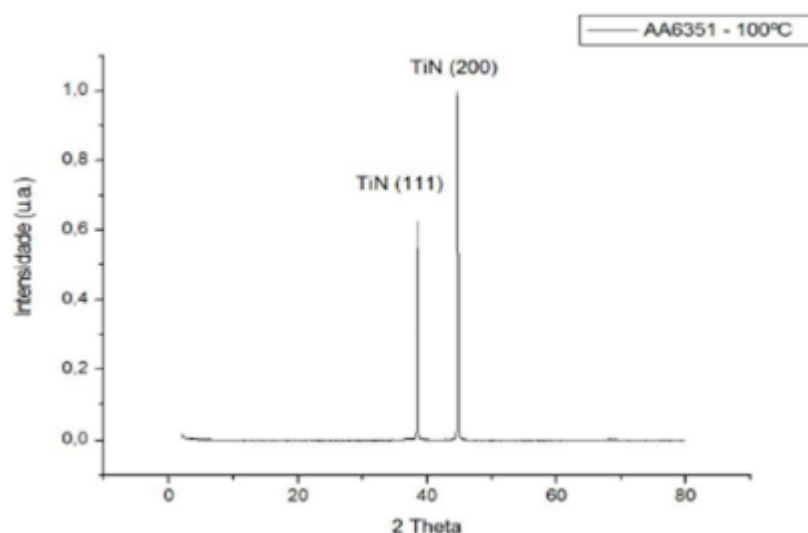


Figura 2. 29 - Espectro da difração de raios-x sobre o Al revestido por TiN [37].

O padrão de difração obtido por contagens de um detector é um gráfico da intensidade, medida em contagens por segundo, em função da posição angular. A posição angular do feixe difratado depende dos espaçamentos entre os planos de átomos na amostra e do comprimento de onda da radiação. A posição das linhas de difração contém dados para a identificação de fases, determinação do parâmetro de célula, mudanças de fase e os valores da distância interplanar [15].

2.6.2 MICROSCOPIA DE FORÇA ATÔMICA

O microscópio de força atômica (AFM) foi desenvolvido com a intenção de produzir um instrumento que fosse capaz de medir a atuação das forças em partículas tão pequenas quanto átomos individuais. Como se esperava, o desenvolvimento do AFM nos últimos 17 anos produziu imagens de resolução nano métricas, juntamente com os dados sobre as forças de interação entre as moléculas. O primeiro microscópio deste tipo foi

uma combinação de dois instrumentos anteriores, o microscópio de varredura por tunelamento e a caneta de perfilômetro [21].

O microscópio de força atômica funciona escaneando uma ponta fina que pode ser simples ou triangular, normalmente entre 23 – 300 μm de comprimento, 10 – 30 μm de largura e 0,5 – 3 μm de espessura. Os mais comumente utilizados são feito de nitreto de silício, com constantes de força variando entre 0,01 – 100 Nm^{-1} , indo para frente e para trás sobre uma superfície em um padrão matricial [21] e [22].

A ponta está situada no final de um micro cantilever extremamente flexível e qualquer interação entre a ponta e a amostra conduz uma flexão (ou em alguns casos torção,) do cantilever. Se a curvatura não é excessivamente forte, será proporcional à força de interação. A fim de permitir a detecção de qualquer flexão ou torção, o AFM usa um laser de pequeno porte, focado no extremo do cantilever (na face oposta à ponta). A reflexão do feixe de laser é focada em um fotodiodo. Essa variação do ponto de incidência do feixe refletido sobre o fotodiodo mede qualquer flexão ou torção mínima do cantilever e, assim, a interação da ponta com a amostra. Esse mecanismo óptico permite a detecção das forças normalmente entre 10^{-7} e 10^{-12} N [22].

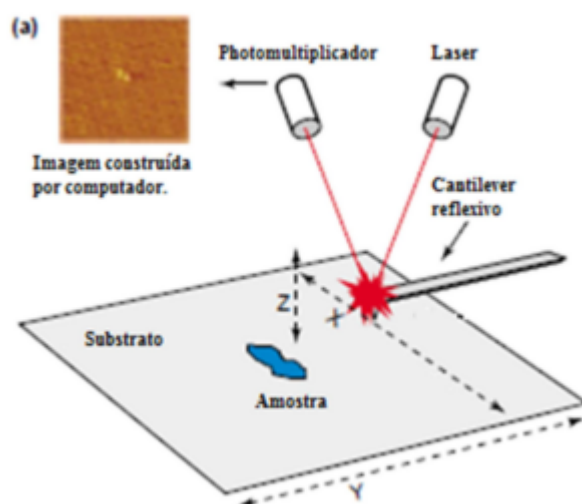


Figura 2. 30 - Funcionamento de um microscópio de força atômica [21].

O AFM, observado na Figura 2.30, pode ser operado por um movimento da sonda ou da própria amostra. A amostra é montada sobre um suporte piezelétrico que além de possibilitar a verificação através do deslocamento da amostra sobre o plano XY é responsável pelo movimento sobre o eixo Z. Este mecanismo tem alterações nas suas dimensões de cerca de 0,1 nm/V. Assim, quando a ponta atinge um pico ou uma depressão na amostra, existe uma mudança na força de interação. Como um mecanismo de feedback, esta mudança conduz a uma aproximação ou remoção da amostra relativa à ponta. Dessa forma, a análise é normalmente realizada mantendo uma distância aproximadamente constante entre a sonda e amostra, associando valor a Z para cada par XY. Os valores são registrados pelo computador e utilizados para a reconstituição de uma imagem tridimensional da amostra [22].

Em vez do modo tradicional de contato (descrito acima), pode-se também usar o modo de toque. Este modo usa uma unidade acústica na ponta com uma altura de linha de base pré-definida, frequência e amplitude. As

alterações nesses parâmetros, devido a uma interação com a amostra, são em função de sua topografia. Da mesma maneira, como no modo de contato, estes dados são utilizados pelo computador para obter uma imagem tridimensional da superfície da amostra. Deixando de lado as dificuldades na definição de parâmetros experimentais, tal como amplitude (até 20 nm) e de frequência (normalmente entre 10 e 40 kHz, para medidas em solução aquosa, mas variando até 650 kHz), na maioria dos estudos o modo de toque obtém imagens de alta resolução, minimizando os danos em amostras moles [22].

A força aplicada vertical pode ser minimizada por ajuste do microscópio, utilizando uma “Curva de força”, no início da experiência. Para construir a curva de força, o cantilever é mantido estacionário (em relação ao plano horizontal) sobre o substrato, e a ponta é abaixada em direção à superfície. À medida que a ponta e o substrato fazem contato, o cantilever é desviado, e esta deflexão é registrada pelos fotomultiplicadores. A ponta é então levantada e a sonda e o substrato são desenhados a parte (durante a fase de "retirada"). O cantilever é, de novo, desviado, retornando à sua posição original, mas muitas vezes é mais desviada como um resultado da atração da ponta para o substrato por forças de adesão (que pode ser química ou eletrostática). Por ajustamento da curva de força, estas aderências podem ser minimizadas. A curva de força também fornece uma medida do grau de atração entre a sonda e o substrato, e pode ser usado para distinguir diferentes áreas da mesma amostra, que têm diferentes características físicas e, assim, proporcionar diferentes graus de atração para a ponta [21].

2.6.3 MICROSCOPIA DE FORÇA ATÔMICA

Esta seção foi retirada do relatório de mestrado do aluno Douglas Silva [87], onde foi analisada e estudada a rugosidade dos seguintes corpos de prova.

- Corpo de prova de Al 6101 sem revestimento (como recebido)
- Corpo de prova de Al6101 com revestimento de Nitreto de Titânio
- Corpo de prova de Al 6351 sem revestimento (como recebido)
- Corpo de prova de Al6351 com revestimento de Nitreto de Titânio

Apresentaremos aqui apenas os resultados com Al6101 devido à não utilização do Al 6351 nos ensaios realizados neste projeto de graduação.

O ensaio de microscopia de força atômica foi realizado nas amostras de alumínio revestidas e não revestidas em todas as condições testadas visando à obtenção do perfil 3D da superfície e a rugosidade superficial.

O equipamento utilizado foi um Microscópio de Força Atômica (AFM) Veeco – Innova no modo contato. Este equipamento, Figura 2.31, pertence ao Departamento de Engenharia Elétrica da Universidade de Brasília.

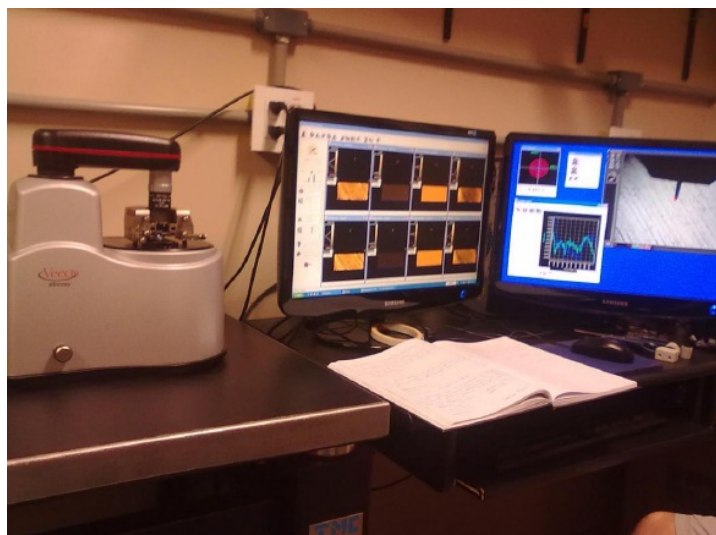


Figura 2. 31 - Microscópio de Força Atômica – Departamento de Engenharia Elétrica UnB.

A técnica de caracterização por microscopia de força atômica (AFM) foi utilizada para obtenção do perfil tridimensional e rugosidade média, R_a , da camada de TiN que foi depositada via PVD. O local para realização das medidas foi escolhido de forma aleatória visando não influenciar o resultado de rugosidade.

Os perfis tridimensionais de cada superfície analisada posteriormente no ensaio de desgaste micro-abrasivo estão apresentados nas Figuras 2.32 e 2.33.

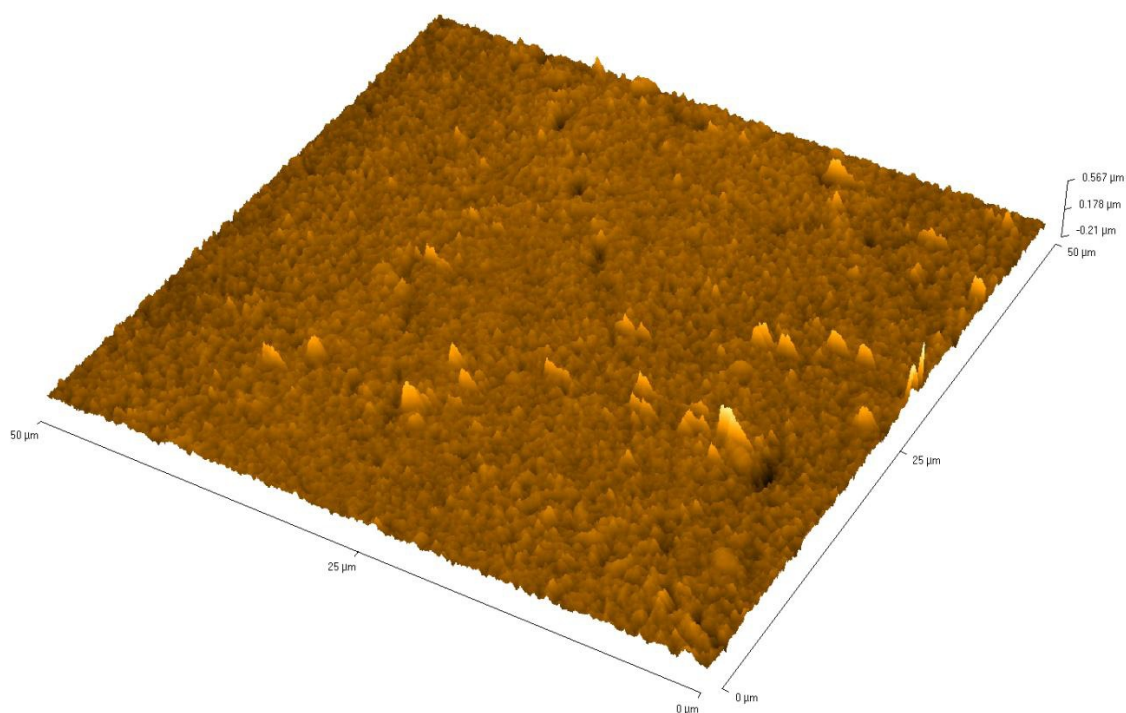


Figura 2. 32 - Perfil tridimensional da amostra de alumínio AA6101 utilizado nos ensaios.

Este tipo de superfície, quando submetido a processos de deposição de filmes finos, pode resultar em um revestimento com acentuada rugosidade, em função da compatibilidade filme/substrato e parâmetros de deposição selecionados. O aspecto topográfico da amostra AA6101 revestida com nitreto de titânio a 100°C (Figura 2.33) revela considerável rugosidade com aspecto de sulcos/arado. Superfícies revestidas sempre apresentam defeitos

como sulcos, poros e vazios que se formam durante o processo de deposição. Seus tamanhos, formas e quantidade dependem das condições de deposição. Estes tipos de defeitos no revestimento podem ser induzidos por asperezas nos substratos ou parâmetros de deposição.

A rugosidade na superfície pode incrementar a adesão entre revestimento e substrato, pois estes defeitos superficiais servem como sítios de ancoramento. Porém, rugosidade excessiva tende a dificultar a obtenção de um filme contínuo devido à dificuldade de cobertura e à fácil incorporação de vazios internos na estrutura do filme fino depositado.

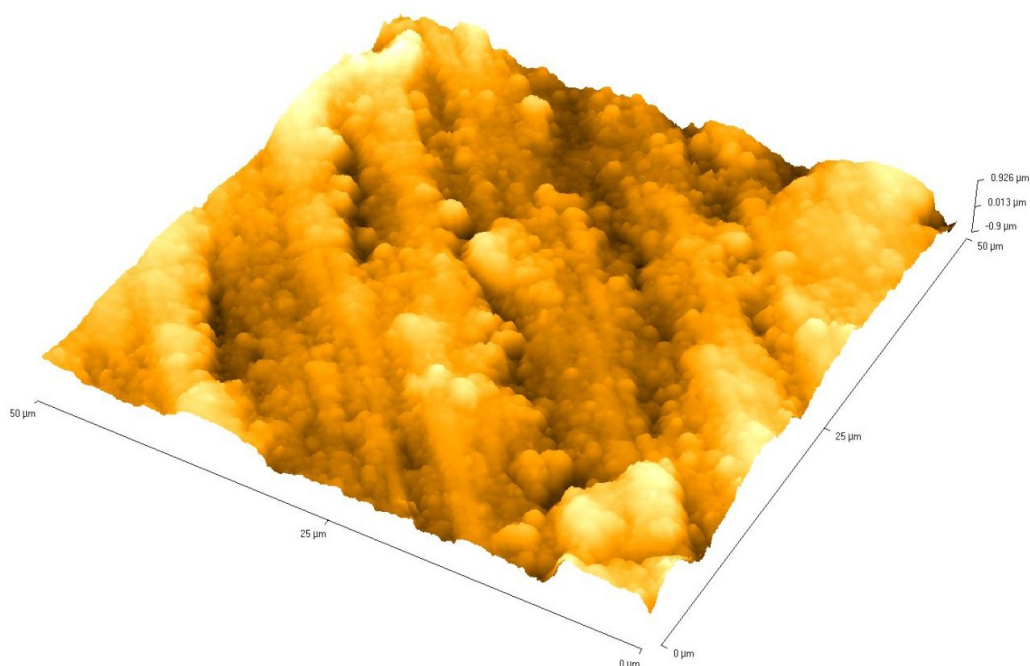


Figura 2. 33 - Perfil tridimensional da superfície de alumínio AA6101 revestido com TiN depositado a 100°C.

Após a obtenção da topografia da superfície se fez a medição da rugosidade Ra nestas áreas. Os resultados podem ser observados na Tabela 2.9.

Tabela 2. 9 - Resultado de rugosidade obtidos via AFM do Al 6101.

Rugosidade Ra (μm) do Al6101	
Com revestimento	0,2164
Sem revestimento	0,024

2.6.4 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA

Nos anos 50 foi desenvolvida a microscopia eletrônica de varredura (SEM) que se tornou a técnica de caracterização micro estrutural mais versátil hoje disponível, encontrando aplicações em diversos campos do

conhecimento, mais particularmente na engenharia e ciência dos materiais. A interação de um fino feixe de elétrons focalizado sobre a área ou micro volume a ser analisado gera uma série de sinais que podem ser utilizados para caracterizar propriedades da amostra, tais como composição, superfície, topografia, cristalografia, etc [27] e [29].

O aumento máximo conseguido pelo SEM fica entre o microscópio ótico (MO) e o microscópio eletrônico de transmissão (MET). A grande vantagem do SEM em relação ao microscópio ótico é sua alta resolução, na ordem de 2 a 5 nm (20 - 50 Å), enquanto que no ótico é de 0,5 µm. Comparado com o SEM a grande vantagem do MET está na facilidade de preparação das amostras [28].

Entretanto, não são apenas estas características que fazem do SEM uma ferramenta tão importante e tão usada na análise dos materiais. A elevada profundidade de foco (imagem com aparência tridimensional) e a possibilidade de combinar a análise micro estrutural com a microanálise química são fatores que em muito contribuem para o amplo uso desta técnica. A observação e análise de fratura teve um grande avanço com o uso do microscópio eletrônico de varredura [28].

No SEM os sinais de maior interesse referem-se usualmente às imagens de elétrons secundários e de elétrons retroespalhados, ao passo que na microsonda eletrônica o sinal de maior interesse corresponde aos raios-x característicos em função do número atômico do material (quanto maior o número atômico do material, mais clara será a imagem), resultante do bombardeamento do feixe de elétrons sobre a amostra, permitindo a definição qualitativa ou quantitativa dos elementos químicos presentes em um micro volume [27] e [29].

O SEM pode ser dividido em duas partes principais: a coluna e a câmara de amostras. A coluna é mantida sobre vácuo e contém em sua porção superior um canhão de elétrons e, abaixo deste, lentes magnéticas para a focalização de um fino feixe de elétrons sobre a amostra. A quantidade de corrente no feixe de elétrons incidente sobre a amostra determina a intensidade dos sinais a serem emitidos, a qual, por sua vez, diretamente proporcional ao diâmetro do feixe, implicando no ajuste dos controles do microscópio para a otimização da condição de operação desejada: alta resolução, elevada profundidade de foco ou microanálise. A fonte mais usual de elétrons corresponde à emissão termiônica gerada a partir de um filamento de tungstênio aquecido a 2700° K. O filamento é mantido em um potencial negativo, com aceleração dos elétrons através do orifício de uma placa de ânodo conectada a terra [29].

A câmara de amostras, observada na Figura 2.34, conta com diferentes tipos de detectores para captar os sinais gerados na interação elétrons-amostra e um suporte, motorizado ou não, que possibilita a movimentação das amostras em três eixos, além de rotação e inclinação lateral. Duas concepções construtivas são adotadas no que se refere às condições de vácuo, equivalente àquele existente na coluna; necessitando de um detector especial para a coleta de imagens topográficas [29].

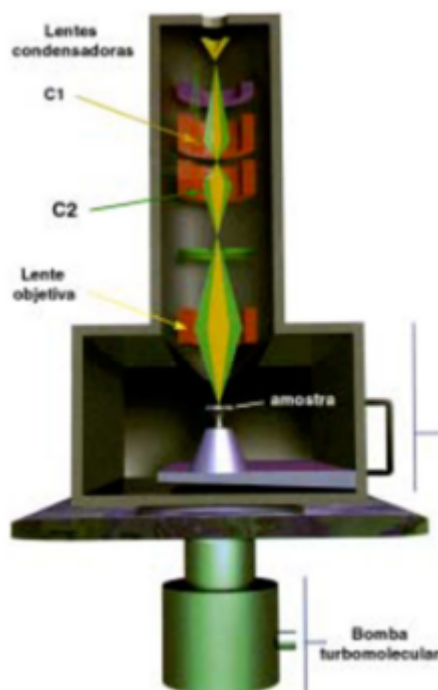


Figura 2. 34 - Esquema geral do SEM [29].

A superfície de uma amostra a ser examinada é varrida com um feixe de elétron e o feixe de elétron refletido (ou retro-espalhado) é coletado e depois exibido na mesma taxa de varredura sobre um tubo de raio catódico (similar a uma tela de TV) fornecendo informações tridimensionais da superfície da amostra. A imagem que aparece na tela, que pode ser fotografada, representa as características superficiais da amostra. A superfície pode ou não ser polida e atacada, mas deve ser eletricamente condutiva; um muito fino revestimento metálico, geralmente de ouro, deve ser aplicado a materiais não condutivos. Ampliações variando de 10 a mais do que 5000 diâmetros são possíveis, do mesmo modo que são possíveis grandes profundidades de campo [3] e [27].

2.7 ENSAIOS DE DESGASTE AL6351 E AL6101 EM DIFERENTES TEMPERATURAS DE DEPOSIÇÃO DE NITRETO DE TITÂNIO

Esta seção indicará os resultados obtidos da análise de resistência à abrasão microestrutural de duas amostras de alumínio da série 6xxx revestidas com nitreto de titânio retirados do relatório de mestrado do Douglas Silva [87]. Fora utilizados este relatório pelos seguintes motivos:

- O relatório faz um estudo e análise do desgaste abrasivo de corpos com ou sem revestimento (Nitreto de titânio).
- Há a comparação de diferentes temperaturas de deposição de nitreto de titânio sobre o material, identificando em qual temperatura há a maior aderência do revestimento.
- Os parâmetros destes ensaios foram base dos ensaios iniciais deste relatório de graduação.

2.7.1 CORPOS DE PROVA

Visando a preparação para ensaio de desgaste, foram usinadas 23 amostras de cada composição química com 12 mm de diâmetro e 2 mm de espessura, conforme discriminado na figura 2.36.

Após a usinagem, as amostras foram polidas e 20 unidades de cada composição foram enviadas para deposição de nitreto de titânio para posterior avaliação das propriedades tribológicas. As deposições de TiN foram efetuadas em um forno de feixe de elétrons no CTA-ITA em São José dos Campos – SP.

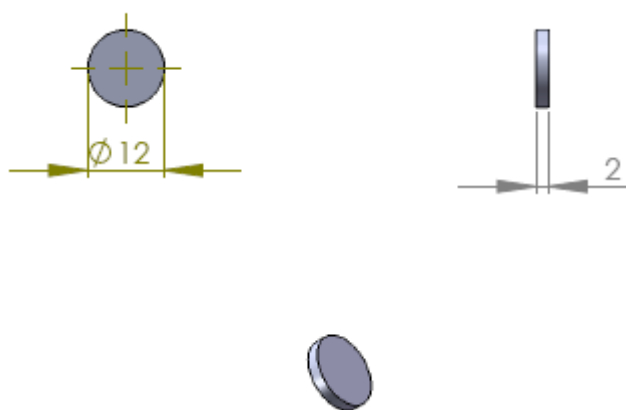


Figura 2. 35 - Corpo-de-prova para ensaio de desgaste tribológico.

Os parâmetros utilizados no processo de deposição estão discriminados a seguir:

- Quantidade: 4 amostras por condição de deposição;
- Tempo de evaporação do titânio (Ti) antes da abertura do gás nitrogênio (N): 5 minutos;
- Tempo de evaporação do titânio (Ti) após a abertura do gás nitrogênio (N): 20 minutos;
- Corrente: 0,1 Ampère (A);
- Voltagem: 26 kV;
- Vazão do gás nitrogênio (N): 45 sccm (padrão de cm³/min);
- Tempo de deposição: 1 hora.

2.7.2 PARÂMETROS DE ENSAIO

Para avaliação das propriedades tribológicas foram realizados ensaios de desgaste micro-abrasivo num tribômetro CALOWEAR, da marca CSEM, tipo ball on disc com a configuração de esfera rotativa livre, Figura 2.37. O equipamento pertence à Universidade Federal de Uberlândia e foi usado provisoriamente até a aquisição de sistema similar com recursos do projeto.

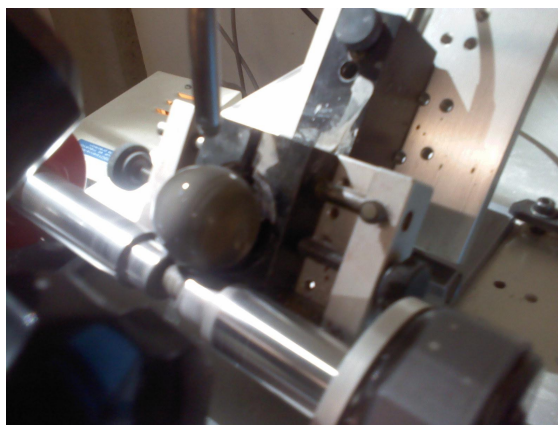


Figura 2. 36 - Aparelho de desgaste micro abrasivo usado nos experimentos.

A partir deste ensaio foi calculado o coeficiente de desgaste, k , do material obtido a partir de uma série de equações para determinação desta propriedade. Os principais parâmetros utilizados neste ensaio de desgaste foram:

- Esfera utilizada: Aço 52100 com diâmetro de 1 polegada (25,4 mm);
- Inclinação da amostra: 60° ;
- Suspensão abrasiva: 1 gota a cada 3 segundos;
- Rotação da esfera: ~ 180 RPM.

O material utilizado no ensaio como partícula abrasiva é a alumina (Al_2O_3), com tamanho de partícula D90 de $10\ \mu\text{m}$. Como veículo utilizou-se água destilada, sendo a concentração de soluto na solução de 10% em massa.

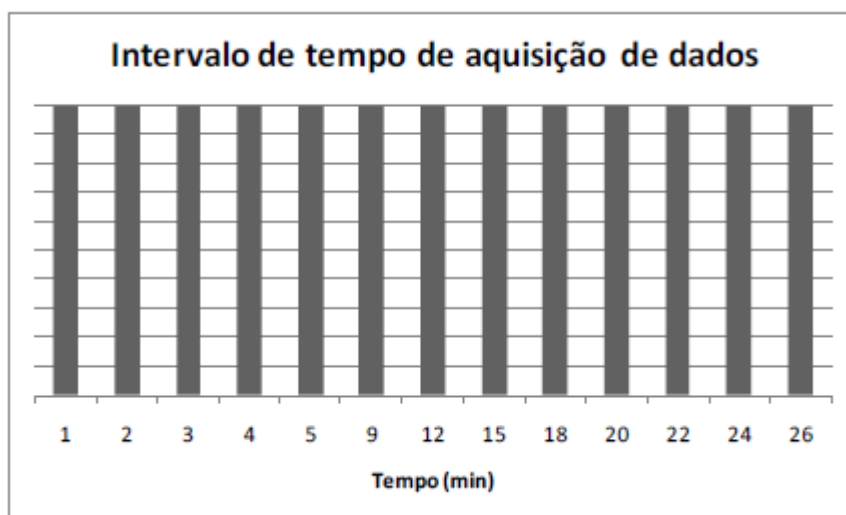


Figura 2. 37 - Tempo para aquisição de dados para o ensaio micro abrasivo.

Os dados foram coletados a partir de uma luneta graduada em milímetros, onde se mensurava o diâmetro da calota formada interrompendo o ensaio a cada tempo pré-determinado, em intervalos discriminados na Figura 2.38.

Após obtenção dos dados os mesmos são processados e a partir deles são obtidos resultados de desgaste e posteriormente é gerado um gráfico de desgaste x tempo de ensaio. Através dos dados do coeficiente de desgaste determina-se o tempo a partir do qual a taxa de desgaste tende a um valor constante, denominado “regime permanente”, nas condições de ensaio empregadas.

2.7.3 RESULTADOS

Foi calculado o volume de desgaste médio após recobrimento, para as condições estudadas. Os resultados estão apresentados na Figura 2.38. Na média, as amostras de alumínio AA6101 revestidas com TiN apresentaram maior desgaste que as amostras AA6351. Este melhor resultado pode ser relacionado ao revestimento mais uniforme e contínuo, para o alumínio AA6351 além da maior dureza do substrato.

Devido à instabilidade do ensaio nota-se um acentuado desvio padrão, por exemplo, para a amostra AA6351. Esta dispersão nos resultados pode ter sido originada na incerteza das medidas dos diâmetros das crateras formadas. Porém vale ressaltar que a tendência se mantém e a curva tende para um regime permanente, onde se atinge um valor praticamente constante de k com o aumento do tempo.

Para um tempo de ensaio de 26 minutos a distância total de deslizamento, L , foi de 95,23 metros.

Ao se analisar a Figura 2.38 nota-se que a composição de alumínio AA6351 apresentou, na média, um menor coeficiente de desgaste por micro abrasão, ao se comparar o material sem revestimento assim como para as amostras revestidas com nitreto de titânio (TiN). O fato do alumínio AA6351 apresentar uma maior resistência ao desgaste deve-se principalmente à sua maior dureza, quando comparado com o alumínio AA6101.

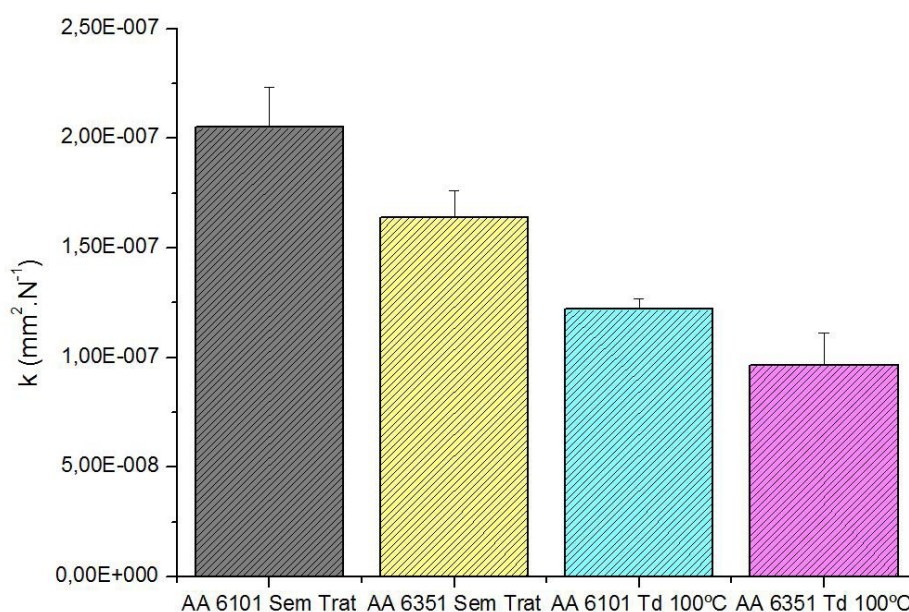


Figura 2. 38 - Coeficiente de Desgaste Abrasivo em função da condição de deposição do TiN e liga de alumínio utilizada.

Devido às condições similares de deposição do nitreto de titânio (TiN) espera-se um comportamento também similar frente ao desgaste. Devido ao fato do substrato ser mais macio, fator este que potencializa a quebra do revestimento, Figura 2.39, as amostras de AA6101 apresentaram uma resistência ao desgaste abrasivo inferior à obtida pelo AA6351 nas mesmas condições de deposição e ensaio.

Ao se comparar o mesmo material com e sem revestimento fica evidenciado uma melhoria considerável na resistência ao desgaste micro abrasivo nas amostras revestidas com nitreto de titânio. Esta melhoria foi de aproximadamente 40% ao se comparar amostras sem e com revestimento de TiN e se deve exclusivamente às propriedades do filme fino depositado, principalmente a sua elevada dureza e à sua elevada inércia química, reduzindo a possibilidade de interação química entre a peça e os corpos responsáveis pelo desgaste do material.

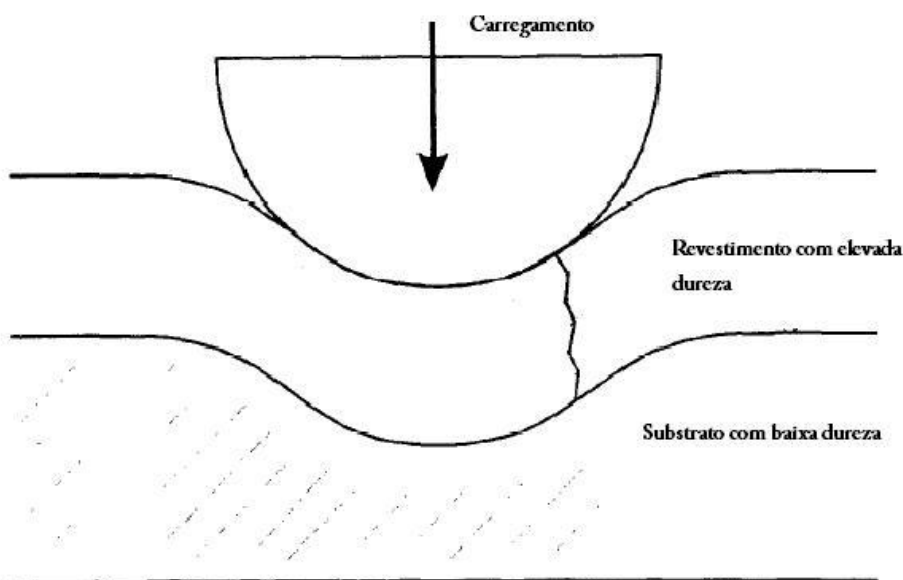


Figura 2. 39 - Comportamento de um material (substrato com baixa dureza e revestimento com elevada dureza) quando sujeito a um carregamento.

Deste relatório se retira a informação de que a 200°C a deposição de nitreto de titânio mais se adere ao material, Al 6101 (material utilizado nos ensaios deste projeto de graduação).

3 METODOLOGIA

O método proposto para esta pesquisa consiste em desenvolver técnicas de beneficiamento baseadas no tratamento criogênico ultraprofundo de ligas de alumínio (preferencialmente de uso corrente na fabricação de cabos e ferragens) e no revestimento por processo pvd (revestimentos de Nitreto de Titânio e Nitreto de Cromo) buscando avaliar quantitativamente e qualitativamente, a partir de extensos testes laboratoriais, os efeitos desses processos nas propriedades mecânicas que afetam a vida útil dessas ligas. Este relatório de graduação faz parte de um projeto maior, EFEITOS DO TRATAMENTO CRIOGÊNICO E DO REVESTIMENTO DE NITRETO DE TITÂNIO NA FADIGA SOB FRETING E NO DESGASTE ABRASIVO DE LIGAS DE ALUMÍNIO UTILIZADAS NA FABRICAÇÃO DE CABOS E GRAMPOS DE SUSPENSÃO (GEPRO_ITE_CABOS_2011), que termina em novembro de 2013, logo este relatório não englobam todas as atividades deste projeto, tendo atividades ainda não concluídas. Informo também que a primeira parte do trabalho (itens 1 a 5) foi realizado no trabalho de mestrado “INFLUÊNCIA DO REVESTIMENTO DE NITRETO DE TITÂNIO DEPOSITADO VIA FEIXE DE ELETRONS NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE MICROABRASIVO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO MAGNÉSIO-SILÍCIO AA6101 E AA6351” do aluno Douglas José Silva [87]. Estes resultados são importantes para definição de parâmetros dos ensaios feitos para este relatório por isso são postos em ênfase neste trabalho (seção 2.7).

1. Revisão teórica sobre desgaste microabrasivo, leitura de artigos de ensaios de desgaste microabrasivos para a sistematização e planejamento de um ensaio,
2. Concepção, projeto e fabricação dos corpos de prova (Al 6101 e Al 6351) para o ensaio de desgaste microabrasivo.
3. Revestimento por processo de PVD de Nítrico de Titânio dos corpos de prova (Al 6101 e Al 6351).
4. Ida ao laboratório de tribologia da Universidade de Uberlândia para realização de ensaios iniciais e reconhecimento da maquina e das técnicas do ensaio de desgaste microabrasivo.
5. Os resultados destes ensaios direcionaram e definiram novos parâmetros de ensaio. Foi definida a temperatura otimizada para deposição de Nitreto de Titânio (200°C).
6. Concepção, projeto e fabricação de novos corpos de prova para o ensaio de desgaste microabrasivo, ensaios de tração, fadiga uniaxial e fadiga fretting, de acordo com a norma vigente. Por não ser possível a concepção de corpos de prova de fretting de Al 6351, direcionamos o projeto para estudo e analise apenas do Al 6101 (se deve ao formato cilíndrico do Al 6351).
7. Tratamento Criogênico dos corpos de prova de Desgaste microabrasivo.
8. Propõe-se a realização dois tipos de tratamento criogênicos de ciclos distintos para se avaliar como a velocidade de resfriamento e aquecimento influencia nos resultados finais (ULTP1 e ULTP2).
9. Revestimento, por processo de PVD, de Nitreto de Titânio dos corpos de prova de desgaste microabrasivo (Al 6101) na temperatura otimizada (200°C) e temperatura ambiente.

10. Realização de novos ensaios de desgaste micro abrasivo na máquina de desgaste microabrasivo, recém-chegada, do laboratório de mecânica dos materiais da UnB. Foram realizados ensaios com dois abrasivos de materiais diferentes, Carbetto de silício (SiC) e Dióxido de Silício (SiO₂).
11. Tratamento Criogênico dos corpos de prova de Desgaste microabrasivo, fadiga uniaxial e fadiga por fretting (Al 6101).
12. É realizado apenas um tratamento criogênico, ULTP1, por ter obtido melhores resultados nos ensaios de desgaste micro abrasivo. Foram tratados os corpos de prova de desgaste microabrasivo, de fadiga uniaxial e fadiga por fretting.
13. Como não foi observada uma melhora do desgaste quanto ao revestimento de nitreto de titânio, é feito um novo revestimento, por processo de PVD, de Nitreto de Cromo nos corpos de prova de Fadiga por fretting e desgaste micro abrasivo.
14. Revisão teórica sobre fadiga e fretting, leitura das normas de ensaios de fadiga e fretting para levantamento de curvas S-N e revisão do estado da arte sobre o processo de beneficiamento proposto (tratamento criogênico).
15. Realização de novos ensaios de desgaste microabrasivo, estes com revestimento de Nitreto de Cromo (não concluído).
16. Planejamento e realização de ensaios de fadiga e fadiga por fretting.
17. Levantar curvas S-N para conjunto de espécimes sem beneficiamento e com tratamento criogênico (não concluído).
18. Testes de fadiga por fretting (não concluído).
19. Análise dos resultados, discussão e conclusão (não concluído).

4 MATERIAIS E TRATAMENTOS (CRIOGÊNICO E REVESTIMENTO POR PROCESSO PVD)

Foram doados pela Forjasul barras de Al 6101 e Al 6351. Como o Al6351 possui formato cilíndrico, o que impossibilita de se confeccionar corpos de fretting com este material, o descartaremos neste relatório de graduação. A tabela 4.1 apresenta as composições do Al 6101 T4.

Tabela 4. 1 - Composição química das ligas de alumínio estudadas.

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Al
Alumínio 6101	0,30 - 0,70	0,50	0,10	0,03	0,35 - 0,80	0,1	-	Balanco

O tratamento térmico T-4, ao qual a liga AA6101 foi submetida consistiu em:

- Tratamento térmico de solubilização em uma temperatura de 525±5°C, seguido de têmpera em água;
- Envelhecimento à temperatura ambiente, onde partículas intermetálicas, como por exemplo, Mg₂Si, tendem a se precipitarem na matriz de alumínio, conferindo a esta incremento na resistência mecânica.

A Forjasul, empresa que nos doou o material, forneceu as propriedades mecânicas do Al 6101, a tabela 4.2 apresenta estas propriedades.

Tabela 4. 2- Propriedades mecânicas do Al 6101. Dados fornecidos pela Fosjasul.

Propriedades Mecânicas	Limite de Resistência a Tração (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Dureza Brinell	Condutividade Elétrica (%)
Al 6101	110	60	14	Indeterminado	53

Realizamos ensaios de tração no laboratório de ensaios mecânicos e materiais da UnB, onde foi possível encontrar as seguintes propriedades mecânicas dos materiais mostrados na tabela 4.3.

Tabela 4. 3 - Propriedades mecânicas do Al 6101. Dados encontrados de ensaio no laboratório de mecânica dos materiais.

Limite de resistência	Limite de escoamento	Modulo de Young
σ_{us}	σ_{ys}	
173 MPa	100,3 MPa	38,3 MPa

Detalhes deste ensaio são encontrados na seção 6.3.

4.1 TRATAMENTO CRIOGÊNICO

O processo ULPT1 foi realizado de forma lenta e controlado em uma câmara criogênica dentro da qual as amostras foram resfriadas até a temperatura de -190°C em 12 horas, mantidas nesta temperatura por mais 12 horas com posterior aquecimento até temperatura ambiente em 12 horas (Figura 4.2).



Figura 4. 1 - Câmara de tratamento criogênico.

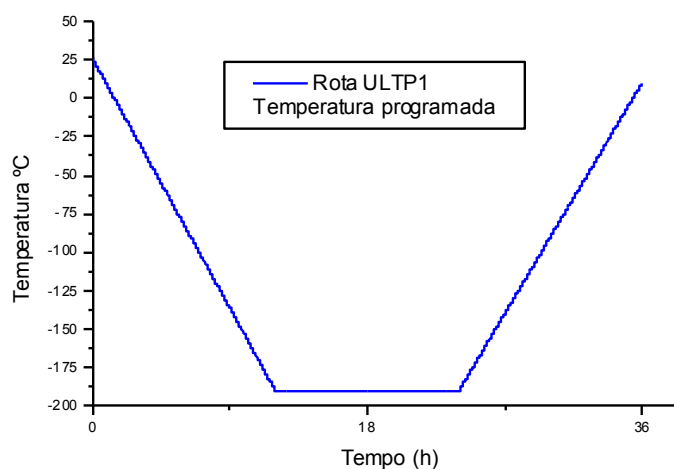


Figura 4. 2 - Curva de temperatura registrada dentro da câmara para as amostras ULTP1.

Já o processo ULTP2 tratou-se de um procedimento simples de imersão rápida diretamente em nitrogênio líquido à $-198,6^{\circ}\text{C}$ com posterior aquecimento natural em temperatura ambiente.

4.2 REVESTIMENTO POR PROCESSO DE PVD DE NITRETO DE TITÂNIO

O revestimento com a técnica de PVD foi realizado das seguintes maneiras:

- Uma vez no CTA - São José dos Campos.

1. Visando não reverter possíveis efeitos do tratamento criogênico um conjunto de amostras o revestimento foi feito à temperatura ambiente (25 °C). Já outro conjunto teve substrato aquecido a 200 °C, temperatura na qual há mais aderência do filme ao substrato cujo aumento da resistência ao desgaste foi observado anteriormente [3]. Utilizamos apenas o substrato de Al 6101
- E uma outra vez na Empresa Platite
2. Um novo revestimento foi feito com nitreto de cromo, devida à ineficácia do revestimento de nitreto de Titânio nos ensaios de desgaste micro abrasivo. Foram revestidos corpos de prova para ensaios de desgaste e para ensaios de Fadiga sob condição de Fretting (os corpos revestidos com nitreto de cromo ainda não foram entregues, por isso não há resultados dos ensaios de desgaste abrasivo e de fretting com este revestimento).

5 ENSAIOS DE DESGASTE MICROABRASIVO

5.1 ENSAIOS COM ABRASIVO CARBETO DE SILÍCIO

Os ensaios de desgaste seguiram o padrão sugerido por (GEE, GANT, *et al.*, 2005) [86]. Nesse artigo, os autores fazem uma série de testes em 14 laboratórios diferentes, todos seguindo o mesmo padrão de ensaio para se avaliar a repetibilidade dos valores encontrados. Nesse artigo também, os autores descrevem como devem ser feitos os ensaios e suas condições. A seguir segue a descrição dos procedimentos para realização dos ensaios.

5.1.1 CORPOS DE PROVA

Para usinagem das amostras foi utilizada a liga de alumínio 6101 fornecida com o perfil retangular (barra chata) termicamente tratada por solubilização e envelhecimento (têmpera T4) fabricada pela FORJASUL S/A. A composição química do material adquirido foi verificada por absorção atômica em laboratório acreditado pelo Inmetro [1] sendo resultado apresentado na Tabela 5.1.

Tabela 5. 1 - Composição química da liga de alumínio estudada e valores de referência [2].

Elemento	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
Amostra	0,49	0,18	<0,01	0,01	0,48	<0,01	<0,01	<0,01	Balanço
Ref. [2]	0,30-0,70	0,50	0,10	0,03	0,35-0,80	0,03	0,10	0,10	Balanço

As ligas da série 6xxx possuem quantidades de Si e Mg mínimas suficientes para a formação de partículas silicato de magnésio (Mg_2Si) com processo de têmpera tornando o material mais duro.

Para esta etapa da pesquisa foram cortados 42 blocos de 20X20X12, 5 mm da mesma barra (Figura 5.1). A geometria escolhida é a mais adequada para fixação no dispositivo de microdesgaste para materiais retirados de chapas. Em cada amostra foi polida uma das faces maiores para que as amostras estivessem adequadas para o revestimento e ensaio de desgaste, o processo de polimento foi feito com uma sequência de lixas de numeração 400, 600, 1200 e 2400 finalizando com alumina para polimento e solução de diamante. Cada amostra foi puncionada com uma numeração de identificação em uma das laterais.

Os tratamentos criogênicos foram realizados pela empresa Kryos Engenharia Criogênica LTDA com duas rotas distintas denominadas de ULTP1 e ULTP2.

O revestimento de nitreto de titânio (TiN) realizado com a técnica de PVD foi realizado no CTA - São José dos Campos.

O TiN é o mais comum dos revestimentos duros depositados via PVD, o qual é bem conhecido devido à sua resistência ao desgaste e baixo coeficiente de fricção.

Alguns trabalhos recentes sugerem a melhora das propriedades de desgaste do alumínio através da deposição de uma camada de TiN, porém há que se observar a natureza da e intensidade da sollicitação, visto que a

diferença entre as durezas do revestimento e do substrato é grande, há possibilidade de trincas surgirem no revestimento caso a peça seja solicitada mecanicamente e sofra alguma deformação.

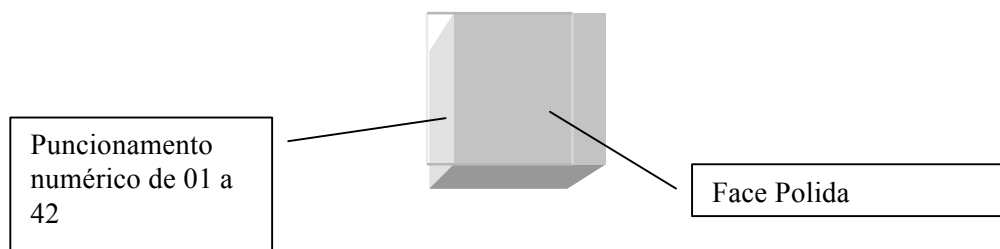


Figura 5. 1 - Representação de um corpo-de-prova para ensaio de micro desgaste em tamanho real.

O revestimento PVD realizado com substrato em temperatura ambiente (25°) não obteve bons resultados já verificados no retorno das amostras. Em algumas amostras o processo de revestimento simplesmente falhou, nas outras que retornaram o filme se desprendeu por inteiro logo que iniciado o ensaio micro abrasivo, logo, essas amostras foram reaproveitada, preparadas e polidas novamente como sendo parte dos grupos de que faziam parte antes do revestimento. Na Fig. 5.2 verificamos o espécime 05 cujo revestimento falhou sendo retrabalhado no grupo ULTP1. Na Fig. 5.11 observa-se o CP 17 ainda não testado com o revestimento de TiN a 25°C.



Figura 5. 2 - Foto do corpo-de-prova N° 05 já preparados para o ensaio.



Figura 5. 3 - Foto do corpo-de-prova N° 17 revestido a 25°C.

As amostras foram rotuladas de 01 a 42 chegando-se ao final das rotinas de preparação das mesmas nos seguintes conjuntos/condições (Tabela 5.2):

Tabela 5. 2 - Conjunto de amostras preparadas e condições de tratamento e revestimento.

Rótulo por N°	Tratamento Criogênico	Revestimento de TiN
01, 02, 03, 04 e 05	ULTP1	TiN a 25 °C
06, 07, 08, 09 e 10	ULTP1	TiN a 200°C
11, 12, 13 e 14	ULTP1	Não aplicado
15, 16, 17, 18 e 19	Não aplicado	TiN a 25 °C
20, 21, 22, 23, 24, 25, 26, 27 e 28	Não aplicado	Não aplicado
29, 30, 31, 32 e 33	ULTP 2	TiN a 25 °C
34, 35, 36, 37 e 38	ULTP 2	TiN a 200°C
39, 40, 41 e 42	ULTP 2	Não aplicado

5.1.2 PARÂMETROS DO ENSAIO

Como foi dito estes ensaios seguiram (GEE, GANT, *et al.*, 2005)[86], logo foi planejada a seguinte metodologia para o ensaio.

- Inicialmente é preciso fazer a preparação da superfície da esfera. Uma outra amostra de aço, preferencialmente, deve ser utilizada para preparação da superfície da esfera, caso essa não tenha sido utilizada anteriormente. Devemos deslizar a esfera contra o corpo de prova de aço por 300 segundos em ao menos 5 direções diferentes.
- A amostra deve ser colocada no porta-amostra do equipamento de ensaios. O valor da força normal exibida pelo visor da célula de carga deve ser zerado, ou ajustado para um valor mais próximo possível do zero.
- Deve-se ajustar a velocidade do eixo, para que a velocidade de deslizamento da esfera seja de $0,1 \pm 0,01$ m/s para a esfera de 25,4mm. Para cada esfera disponível a velocidade de rotação do eixo foi calculada e está exibida na tabela 5.3. As rotações exibidas são para o tempo de 10 segundos, tempo recomendado para calibração da velocidade.

Tabela 5. 3 - Velocidade do eixo para cada diâmetro de esfera.

D _{esf} [mm]	Rotações (10s)
25,4	13
20	16
30	11

- Após a colocação da esfera na superfície da amostra, deve-se calibrar a força normal estática do ensaio para o valor de $0,2 \pm 0,02$ N.
- Ajuste o tempo de ensaio para que se possam atingir os valores de rotação listados na tabela abaixo para cada esfera. Os testes do artigo foram realizados para os valores de rotações padrão de 400, 600, 900, 1200, 1500, 2000.
- As calotas devem possuir uma distancia de centros de no mínimo de 3,5 mm, para prevenir a contaminação de detritos de outra calota.

Tabela 5. 4 - Valores de velocidade, rotações e tempo de ensaio para esfera de 25,4 mm.

Esfera 25,4 mm		
Velocidad e Eixo	Rotações Padrão	Tempo de Ensaio [s]
13 rot./10seg	400	308
	600	462
	900	692
	1200	923
	1500	1154
	2000	1538

Tabela 5. 5 - Valores de velocidade, rotações e tempo de ensaio para esfera de 20 mm.

Esfera 20 mm		
Velocidade Eixo	Rotações Equivalentes	Tempo de Ensaio [s]
16 rot./10seg	508	318
	762	476
	1143	714
	1524	953
	1905	1191
	2540	1588

Tabela 5. 6 - Valores de velocidade, rotações e tempo de ensaio para esfera de 30 mm.

Esfera 30 mm		
Velocidade Eixo	Rotações Equivalentes	Tempo de Ensaio [s]
11 rot./10seg	339	308

508	462
762	693
1016	924
1270	1155
1693	1539

A tabela 5.7 resume todas as condições de ensaio descritas acima.

Tabela 5. 7 - Resumo das condições de ensaio de desgaste.

Carregamento (N)	0.2 ±0.02
Velocidade (m/s)	0.1±0.01
Diâmetro da esfera (mm)	20
abrasivo	SiC
Fluido	Água destilada
Taxa de adicionamento de abrasivo	Manter úmido
Concentração do abrasivo (vol%)	20
Duração dos ensaios (numero aproximado de revoluções da esfera)	508, 762, 1143, 1524, 1905, 2540

A esfera utilizada possui um diâmetro de 20 mm. Utilizaremos a sequencia da tabela 5.5. A preparação da lama abrasiva deve seguir as seguintes concentrações listadas na tabela 5.8.

Tabela 5. 8 - Concentração de abrasivo para ensaios.

Massa de abrasivo requerido para 100 cm³ de água				
Abrasivo	Tamanho da partícula (µm)	Densidade (g/cm³)	Concentração (vol %)	Massa (g)
SiC	4	3.2	0	80.0

Essas quantidades são para cada 100 ml de água.

Essa solução deve ser colocada num agitador magnético para que não decante e fique impossível de ser bombeada durante o desgaste. A lama não deve ser recirculada, logo após ser utilizada no desgaste deve ser descartada.

A quantidade a ser utilizada durante o ensaio deve ser suficiente para que a superfície esteja sempre molhada

5.1.3 RESULTADOS

Nos primeiros ensaios é preciso condicionar a esfera de desgaste microabrasivo para gerar certa rugosidade em sua superfície para que a mesma interaja de maneira regular com as partículas abrasivas.

Foi utilizado o método de múltiplas calotas com distâncias de deslizamento crescentes, obtendo-se então calotas de diâmetros crescentes que correspondem aos volumes de material retirado da amostra pelo abrasivo.

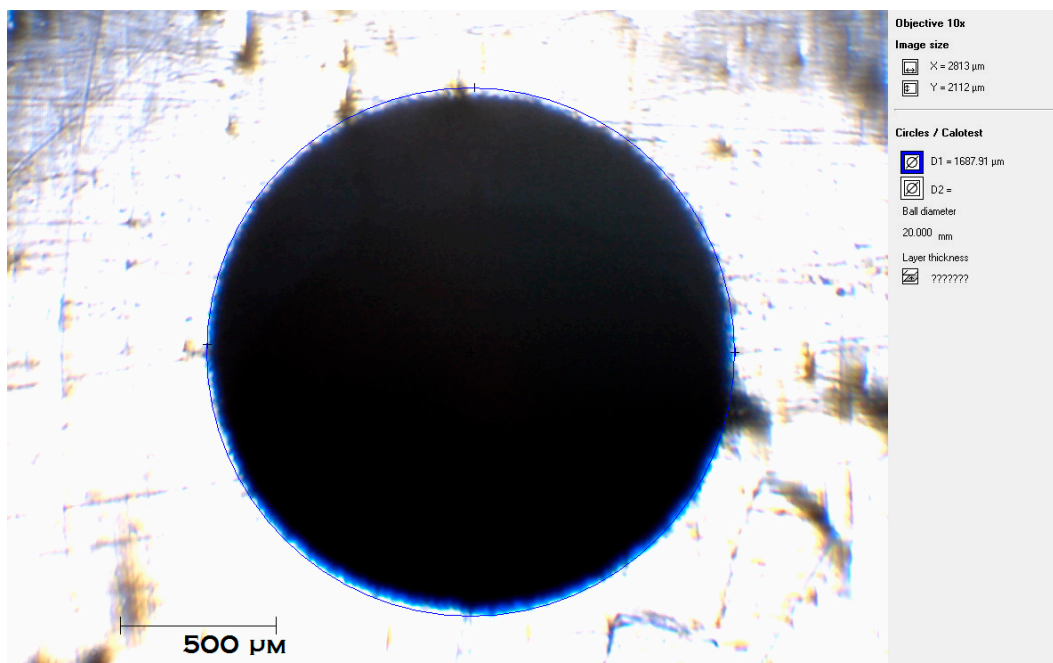


Figura 5. 4 - Exemplo de microfotografia de uma calota de desgaste microabrasivo.

Foram realizadas 4 repetições para os corpos sem revestimento tanto não tratados criogenicamente quanto para os tratados (ULTP1 e ULTP2). As tabelas 5.9 a 5.12 resumem estes ensaios.

Tabela 5. 9 – Ensaios de desgaste com corpos de prova sem nenhum tratamento

corpo de prova normal			
1o ensaio	numero de corpo de prova	posição das calotas	
	23	calotas prox ao lado com num 23	
calota	Qnt de ciclos	força normal (N)	diâmetro(μ)
1a	514	133	1415,2
2a	770	141,3	1494,68
3a	1155	136	1727,69
4a	1540	129	1756,11
5a	1923	139,7	1915,24
6a	2567	145	2045,95
2o ensaio	numero de corpo de prova	posição das calotas	
	23	calotas oposta ao lado 23	
calota	Qnt de ciclos	força normal (N)	diâmetro(μ)
1a	495	148,75	1443,53
2a	740	145	1574,25
3a	1110	143,25	1704,96
4a	1481	142,2	1818,63
5a	1850	144,33	1915,24
6a	2468	145,7	2040,27

3o ensaio	numero de corpo de prova	posição das calotas	
	20	calotas a sudeste do n20	
calota	Qnt de ciclos	força normal (N)	diâmetro(μ)
1a	493	148,33	1449,22
2a	737	144,67	1585,61
3a	1105	148,33	1722,01
4a	1475	151,5	1818,63
5a	1843	147	1920,92
6a	2459	144,67	2051,64
4o ensaio	numero de corpo de prova	posição das calotas	
	20	calotas a nordeste do n 20	
calota	Qnt de ciclos	força normal (N)	diâmetro(μ)
1a	497	151	1449,22
2a	743	147,25	1568,56
3a	1115	148,75	1665,18
4a	1488	149,66	1812,94
5a	1856	150,5	1920,92
6a	2478	150,25	2034,59

Tabela 5. 10 – Ensaio de desgaste micro abrasivo com corpos de prova com tratamento ULTP1

corpo de prova ultp1			
1o ensaio	numero de corpo de prova	posição das calotas	
	12	calotas a sudeste do n 12	
calota	Qnt de ciclos	força normal (N)	diâmetro(μ)
1a	488	149,25	1409,44
2a	740	148,25	1551,52
3a	1110	148	1716,33
4a	1480	147,25	1824,31
5a	1849	146	1869,77
6a	2465	147,8	2045,95
2o ensaio	numero de corpo de prova	posição das calotas	
	12	calotas a nordeste do n 12	
calota	Qnt de ciclos	força normal (N)	diâmetro(μ)
1a	503	136,4	1420,8
2a	752	144,33	1551,52
3a	1126	144	1710,65
4a	1503	150,33	1801,58
5a	1876	149,5	1915,24
6a	2503	147,5	2040,27

3o ensaio	numero de corpo de prova	posição das calotas	
	1	calotas oposta ao lado 01	
calota	Qnt de ciclos	força normal (N)	diâmetro(μ)
1a	488	147,7	1420,8
2a	740	147,3	1562,88
3a	1110	147	1687,91
4a	1480	147,25	1784,53
5a	1849	149,4	1869,77
6a	2465	150,7	2017,54
4o ensaio	numero de corpo de prova	posição das calotas	
	1	calotas do lado do n01	
calota	Qnt de ciclos	força normal (N)	diâmetro(μ)
1a	498	150,3	1388,8
2a	746	150,3	1540,41
3a	1118	149,6	1676,55
4a	1491	152	1778,84
5a	1913	146,3	1875,46
6a	2481	151,8	2011,85

Tabela 5. 11 – Ensaio de desgaste micro abrasivo com corpos com tratamento ULTP2

corpo de prova ultp2			
1o ensaio	numero de corpo de prova	posição das calotas	
	39	calotas a sudoeste do n 39	
calota	Qnt de ciclos	força normal (N)	diâmetro(μ)
1a	497	145,8	1460,58
2a	743	147,2	1557,2
3a	1115	147,3	1704,96
4a	1487	146	1858,41
5a	1867	144,7	1864,09
6a	2503	145,3	2063
2o ensaio	numero de corpo de prova	posição das calotas	
	39	calotas a noroeste do n 39	
calota	Qnt de ciclos	força normal (N)	diâmetro(μ)
1a	501	141	1420,8
2a	749	146,25	1562,88
3a	1124	151,8	1670,86
4a	1499	150,8	1818,63
5a	1872	146,7	1915,24
6a	2503	148,7	2034,59

3o ensaio	numero de corpo de prova	posição das calotas	
	33	calotas a sudoeste do n 33	
calota	Qnt de ciclos	força normal (N)	diâmetro(μ)
1a	497	149,85	1398,07
2a	743	147	1551,52
3a	1115	149,3	1682,23
4a	1487	154	1773,16
5a	1867	152,67	1847,04
6a	2503	153,5	1983,44
4o ensaio	numero de corpo de prova	posição das calotas	
	33	calotas a sudeste do n 33	
calota	Qnt de ciclos	força normal (N)	diâmetro(μ)
1a	501	150,2	1390,82
2a	749	151	1523,1
3a	1122	152,25	1676,55
4a	1498	153	1773,13
5a	1868	151,33	1875,46
6a	2505	151,5	2011,85

Tabela 5. 12 – Coeficientes de desgaste dos ensaios listados nas tabelas 5.9 a 5.11.

$k(10^{-12} \cdot m^2/N)$	1o ensaio	2o ensaio	3o ensaio	4o ensaio	media
normal	5,4375	5,6819	5,6971	5,3907	5,5518
ULTP1	5,4024	5,4555	5,2654	4,9571	5,2701
ULTP2	5,6392	5,3458	4,9113	4,8607	5,18925

Para os revestidos foram realizadas apenas uma bateria para cada tipo de corpo de prova (tratados com ULTP1 e ULTP2), como não foi observado grandes diferenças do coeficiente de desgaste, como mostraremos a seguir, logo não foram realizadas novas baterias (por isso a falta de desvio padrão para estes corpos). Os ensaios são resumidos nas tabelas e figura.

Tabela 5. 13 – Ensaio de desgaste micro abrasivo do corpo com tratamento ULTP1 e revestimento.

Nº da calota	Número de revoluções do eixo	Distância deslizada S (m)	Carga Normal N (N)
1	500	20,98	0,151
2	749	31,43	0,148
3	1123	47,12	0,148
4	1499	62,89	0,151
5	1871	78,50	0,153
6	2495	104,68	0,152

Para cálculo do K utilizamos a teoria vista na seção 2.1.3. A partir da equação 2.7 montamos a tabela 5.14 e geramos o gráfico da figura 5.5.

Tabela 5. 14 – Valores de V_s/V_c e SN/V_c para criação do gráfico de análise de desgaste com revestimento.

Nº da calota	V_s/V_c	SN/V_c
1	5,319E+00	9,74E+11
2	6,450E+00	1,20E+12
3	5,064E+00	1,02E+12
4	9,193E+00	1,67E+12
5	1,075E+01	1,92E+12
6	1,245E+01	2,30E+12

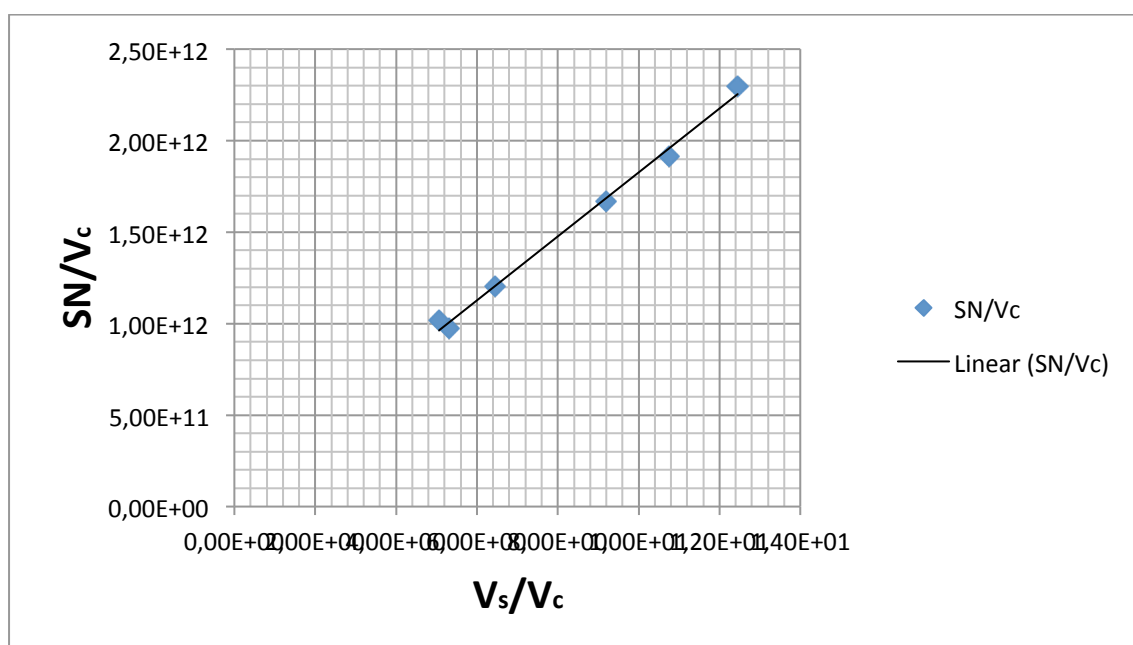


Figura 5. 5 – Gráfico de SN/V_c por V_s/V_c do corpo com ULTP1 e revestimento de Nitreto de Titânio

A partir dos coeficientes linear e angular encontramos os seguintes coeficientes de desgaste para o substrato(K_s) e revestimento (K_c).

Tabela 5. 15 – Valores de K_s e K_c para o corpo com ULTP1 e revestido.

Inclinação	K_s
1,748E+11	5,720E-12
Intercepção	K_c
7,824E+10	1,278E-11

É realizada a mesma rotina para os dados do corpo tratado com ULTP2 e revestido com Nitreto de Titânio. Como vemos nas tabelas 5.16 a 5.18 e figura 5.6.

Tabela 5. 16 – Ensaio de desgaste micro abrasivo com corpo com ULTP2 e revestimento de Nitreto de Titânio.

Nº da calota	Número de revoluções do eixo	Distância deslizada S (m)	Carga Normal N (N)
1	503	21,10	0,151
2	751	31,51	0,150
3	1127	47,28	0,151
4	1505	63,14	0,151
5	1879	78,84	0,152
6	2505	105,10	0,152

Tabela 5. 17 – Valores de V_s/V_c e SN/V_c para criação de gráfico para análise de desgaste com revestimento.

Nº da calota	V_s/V_c	SN/V_c
1	5,236E+00	1,04E+12
2	6,152E+00	1,24E+12
3	7,686E+00	1,55E+12
4	8,632E+00	1,70E+12
5	1,030E+01	1,91E+12
6	1,235E+01	2,39E+12

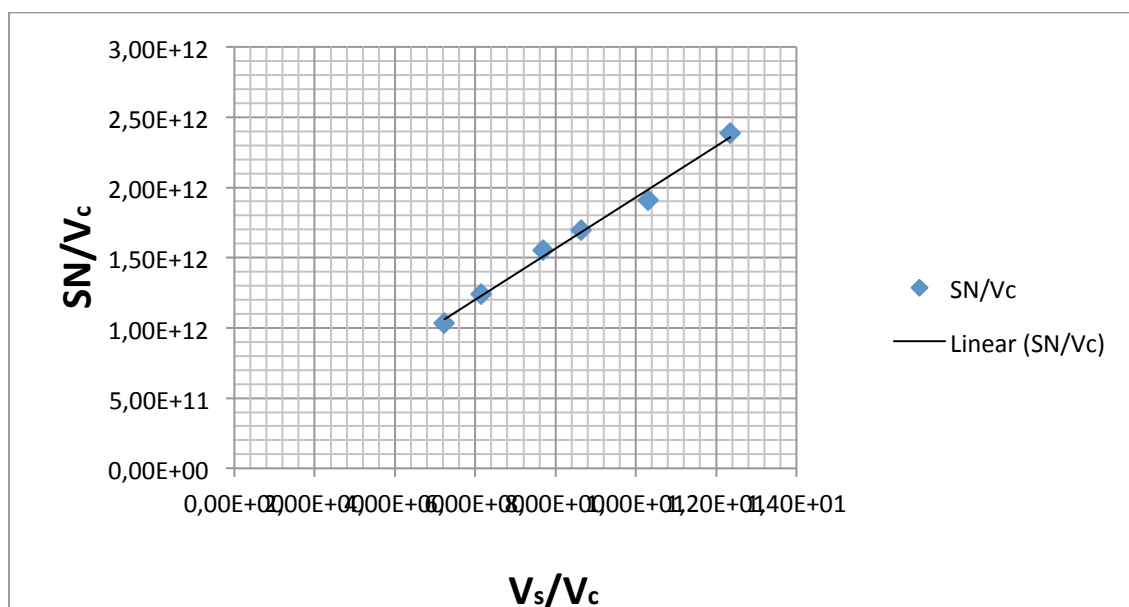


Figura 5. 6 – Gráfico de SN/V_c por V_s/V_c do corpo com ULTP2 e revestimento de Nitreto de Titânio.

Tabela 5. 18 – Valores de Ks e Kc para corpo com ULTP2 e revestimento de Nitreto de Titânio.

Inclinação	K _s
1,821E+11	5,492E-12
Intercepção	K _c
1,083E+11	9,231E-12

É observado valores de Ks e Kc maiores que sem revestimento, o que indicaria um desgaste maior com revestimento. Para uma melhor comparação calculamos o K como se o revestimento e o substrato fossem um material homogêneo, já que os corpos sem revestimento são um corpo homogêneo. São gerados os valores de k da tabela 5.19.

	ULTP1+TiN	ULTP2 + TiN
1a calota	5,91E-12	5,49E-12
2a calota	5,64E-12	5,24E-12
3a calota	5,42E-12	5,10E-12
4a calota	5,58E-12	5,16E-12
5a calota	5,60E-12	5,40E-12
6a calota	5,35E-12	5,09E-12
Media	5,52E-12	5,20E-12

Agrupando todos os dados nas tabela 5.19 e figura 5.7:

Tabela 5. 19 - Coeficientes encontrados com o carbeto de silício como abrasivo.

Família dos espécimes	$k(10^{-12} \cdot m^2/N)$	Desvio Padrão	Dif. % da REF	Desv.% Da REF.
Como Recebido	5,55	0,16	REF	REF
ULTP 1	5,27	0,22	-5,05	3,96
ULPT 2	5,19	0,37	-6,49	6,67
ULTP1+TiN	5,52	0	0,54	0,00
ULTP2+TiN	5,20	0	-5,41	0,00

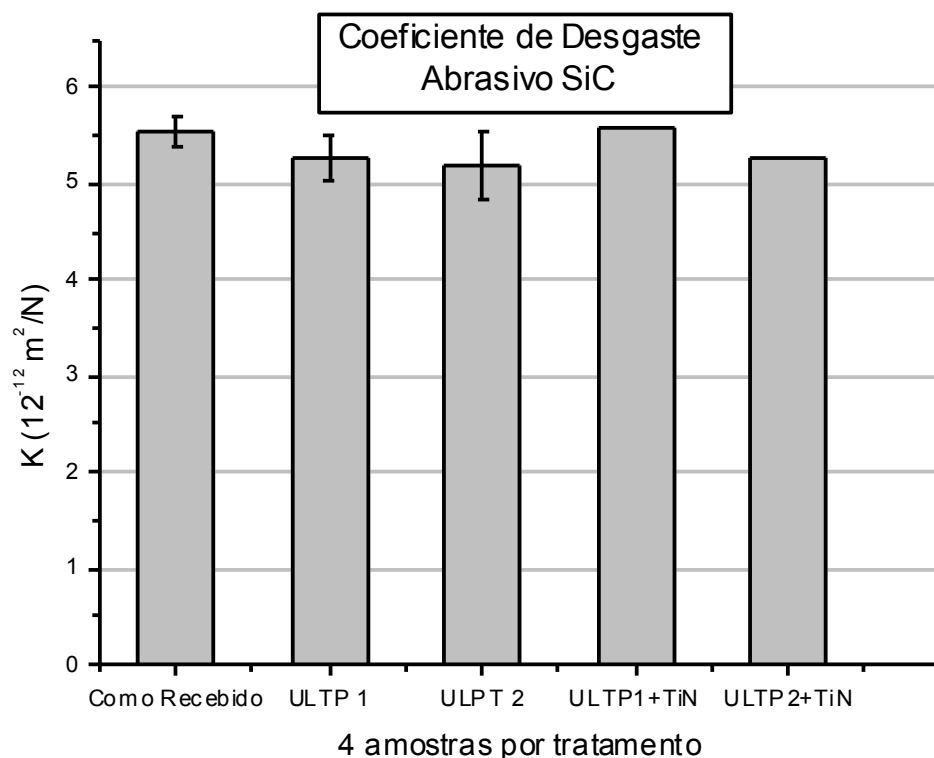


Figura 5. 7 - Coeficiente de desgaste para o Al 6101-T4 usando como abrasivo Carbeto de Silício (SiC).

Apesar de o desgaste ser característico de “3 corpos” não foi possível encontrar diferenças significantes de coeficiente de desgaste entre as diferentes amostras, isso se deve ao fato do abrasivo ser bem agressivo (durezas altas e grande tamanho de partícula média). Outra explicação possível é o abrasivo não ser endógeno ao caso real. Na reação entre cabo e grampo são encontrados partículas de Al_2O_3 e SiO_2 .

5.2 ENSAIOS COM ABRASIVO DIOXIDO DE SILÍCIO (SiO_2)

Após os resultados com o abrasivo Carbeto de Silício, foi procurado um abrasivo menos severo e que houvesse na reação de desgaste entre o grampo e cabo. Também na procura de se obter os mesmos resultados do mestrado do Douglas utilizamos os mesmos parâmetros de ensaio.

5.2.1 CORPOS DE PROVA

Foram utilizados os corpos de prova já feitos para o ensaio com Carbeto de silício (seção 5.1.1).

5.2.2 PARÂMETROS DE ENSAIO

Os principais parâmetros utilizados neste ensaio de desgaste foram:

- Esfera utilizada: Aço 52100 com diâmetro de 1 polegada (25,4 mm);
- Inclinação da amostra: 60°;
- Suspensão abrasiva: 1 gota a cada 3 segundos;
- Rotação da esfera: ~ 180 rpm.

O material utilizado no ensaio como partícula abrasiva é o dióxido de silício (SiO_2), com tamanho de partícula de 5 μm . Como veículo utilizou-se água destilada, sendo a concentração de soluto na solução de 10% em massa.

Os dados foram coletados a partir de uma luneta graduada em milímetros, onde se mensurava o diâmetro da calota formada interrompendo o ensaio a cada tempo pré-determinado. Os ensaios foram realizados sem deslocamento da esfera, ou seja, foi mantida a mesma calota por todo o ensaio. Inicialmente a esfera foi deslizada sobre o corpo de prova por 30 s, ao fim é feita as mediadas do diâmetro da calota, a esfera é reposicionada no mesmo lugar e deslizada por mais 30 s. Isso é repetido até a curva de desgaste atingir o regime (taxa de desgaste tendendo a um valor constante).

5.2.3 RESULTADOS

Foram realizados 1 único ensaio para cada tipo de corpo de prova, mas foi verificado que o desgaste era do tipo “2 corpos”. Os resultados são listados abaixo na figura 5.6.

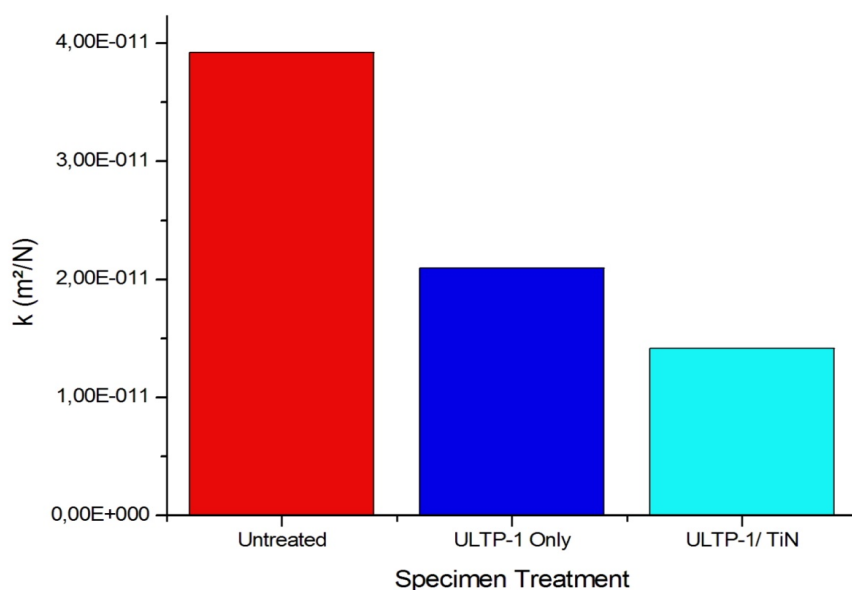


Figura 5. 8 - Coeficiente de desgaste para diferentes corpos de prova utilizando SiO_2 como abrasivo.

É observado que tanto o tratamento criogênico quanto o revestimento de nitreto de titânio apresentam melhoras quanto à resistência ao desgaste abrasivo. O revestimento melhora devido à dureza de o titânio ser mais elevada que o alumínio, logo aumente a resistência ao desgaste. Já a melhora devido ao tratamento criogênico é explicada pela difratometria de raio-x aplicado nas amostras (seção7.1). Possivelmente é possível observar as diferenças por se tratar de um abrasivo menos severo e este abrasivo ser endógeno a reação que acontece no deslizamento entre o cabo e grampo.

Um revestimento com Nitreto de Cromo é proposto ao fim destes ensaios. Após a constatação de que os resultados encontrados não foram o esperado ,uma nova serie de ensaios são planejados. Atraves da experiência tida nos primeiros ensaios é percebido a importância em se seguir os seguintes pontos:

- Ensaios com carga normal baixas
- Procura de novo abrasivo (Alumina), onde este seja mais fino e endógeno à reação.
- Mudança do liquido solvente da lama abrasiva: Água deionizada e glicerina.

Após uma serie de ensaios testes fora encontrados desgaste do tipo “3corpos” com cargas em torno de 0.1 N, e glicerina como solvente. Estes ensaios serão realizados seguindo também a norma proposta no (GEE, GANT, *et al.*, 2005) [86].

6 ENSAIO DE FADIGA POR FRETTING

Aqui são mostrados os resultados preliminares dos ensaios de fadiga sob condição de fretting nos espécimes de alumínio liga AA 6101 como recebidos, ou seja, apenas com tratamento térmico T4 realizada pelo fabricante e tratada criogenicamente (ULTP1).

Esses resultados foram essenciais para determinação das condições de ensaio (cargas aplicadas e geometria dos espécimes/sapatas de fretting) necessárias para provocar a falha dos corpos-de-prova. Note que, para ser possível comparar os impactos dos diferentes tratamentos/beneficiamentos sobre a resistência a fadiga por fretting do material estudado é necessário estabelecer condições idênticas de ensaio para estes diferentes tratamentos/beneficiamentos aplicados. Mais ainda, estas condições de ensaio devem assegurar que, pelo menos o material de base falhe por fadiga dentro de um número limitado de ciclos ($< 10^7$). Desta forma, se algum beneficiamento incrementar a vida em fadiga, associa-se este benefício ao processo realizado no material.

6.1 APARATO DE ENSAIO DE FADIGA SOB CONDIÇÃO DE FRETTING

Os ensaios de fadiga sob condição de *fretting* são realizados em uma máquina MTS-810 com aparato experimental que possibilita a fixação de sapatas sob pressão de contato.

Trata-se de uma estrutura em duas colunas verticais ancoradas à base da MTS. Sobre essas duas colunas são fixadas duas vigas flexíveis horizontais que sustentam ao centro os suportes das sapatas de contato, que são parcialmente móveis e prendem as sapatas (ver Figura 6.1). O movimento das sapatas para estabelecimento do contato é permitido por diafragmas verticais de aço, que são flexionadas por atuadores hidráulicos de acionamento manual. A Figura 6.2 mostra o aparato real e a Figura 6.3 fornece uma vista em perspectiva.

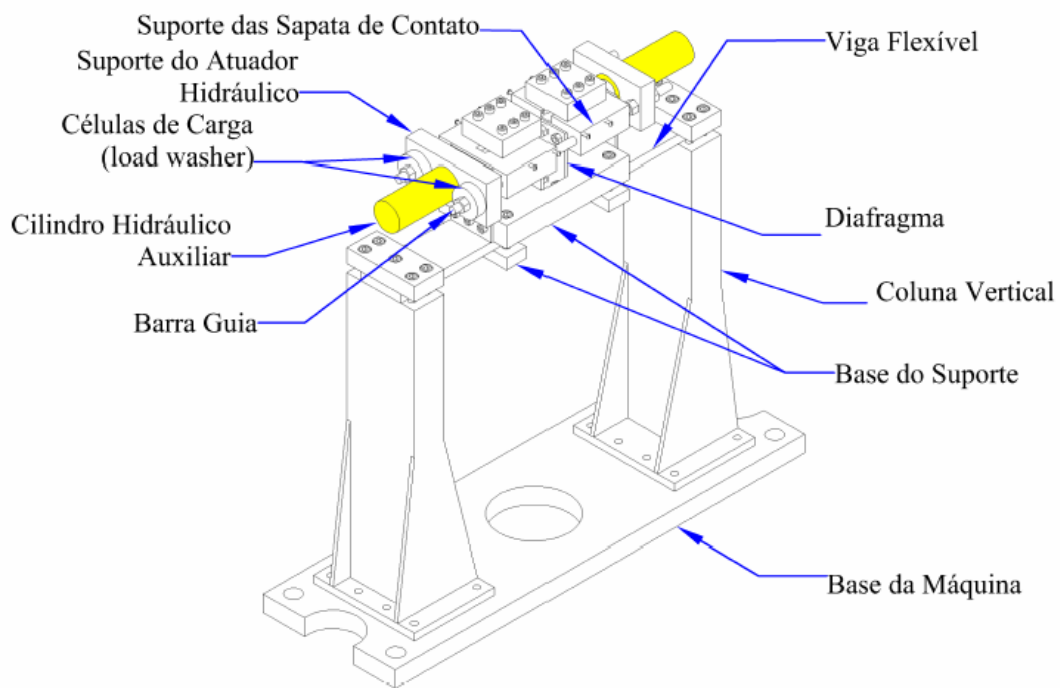


Figura 6. 1 - Esquema descritivo do aparato.

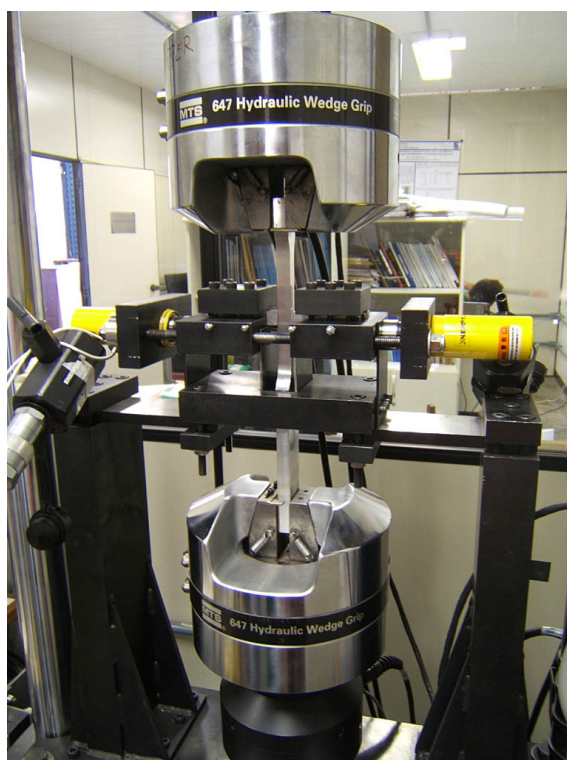


Figura 6. 2 - Foto do dispositivo para ensaios de fadiga sob condição de fretting instalado na MTS-810.

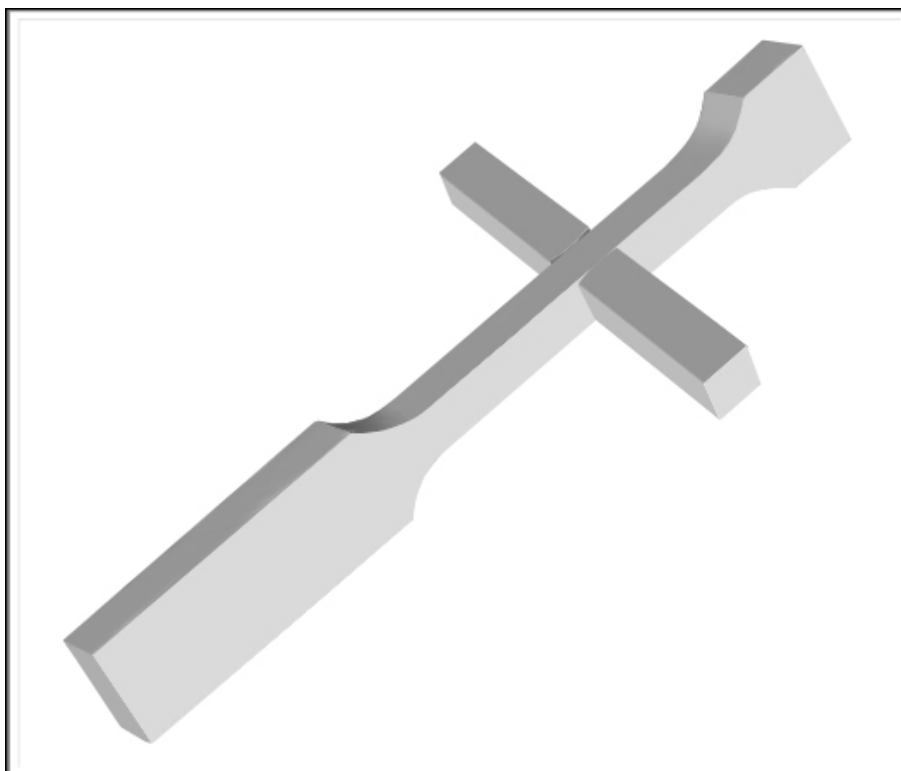


Figura 6. 3 - Visão em perspectiva do posicionamento das sapatas de fretting em relação ao corpo-de-prova.

A carga de cisalhamento que produzirá o movimento de *fretting* é resultado do deslocamento da região de contato pela deformação elástica do corpo-de-prova. A rigidez global do dispositivo também tem importância e não pode ser ignorada para determinar a carga de *fretting*. A Figura 6.4 mostra como as cargas se combinam.

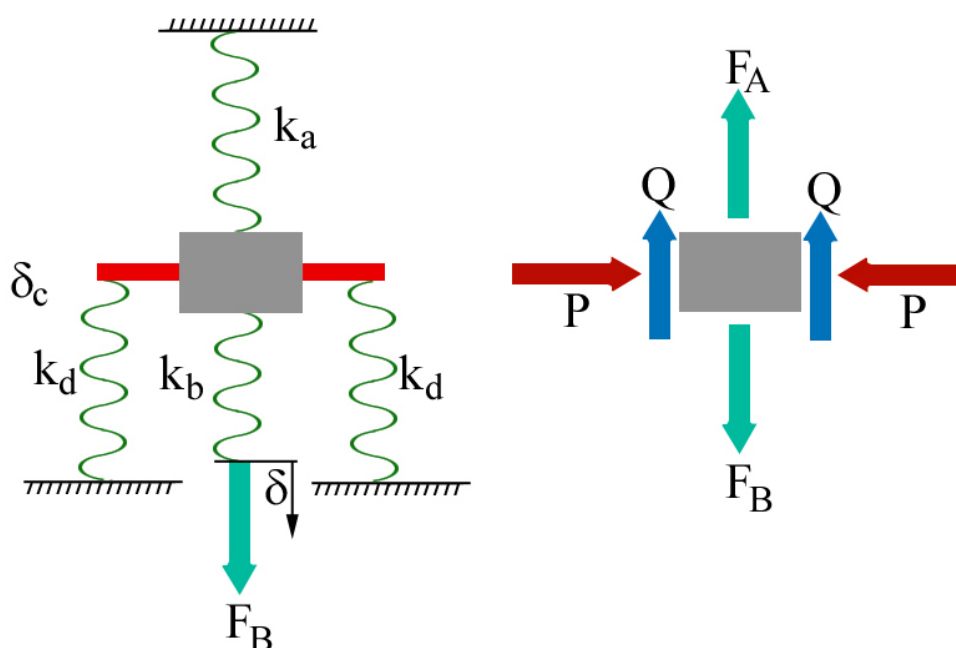


Figura 6. 4 - Esquema de cada rigidez parcial e diagrama de carregamentos sobre o corpo-de-prova.

Q : carga cisalhante

F_B : Carga remota;

C : Espessura desejada da viga horizontal;

K_{eq} : Semi-rigidez equivalente da parte superior do aparato;

K_d : Semi-rigidez global do dispositivo;

K_a : Rigidez do corpo-de-prova acima do contato;

K_b : Rigidez do corpo-de-prova abaixo do contato;

A_s : Área da seção;

E_s : Módulo de Elasticidade do corpo-de-prova;

l_{sa} : Comprimento do corpo-de-prova acima do contato.

Relacionando o balanço das forças verticais aos deslocamentos elásticos tem-se:

$$Q = \frac{F_B}{2 + \frac{k_a}{k_d}} \quad (6.1)$$

onde

$$k_a = \frac{A_s E_s}{\ell_{sa}} \quad (6.2)$$

$$\alpha = K_d = \frac{K_a}{\frac{F_B}{Q} - 2} \quad (6.3)$$

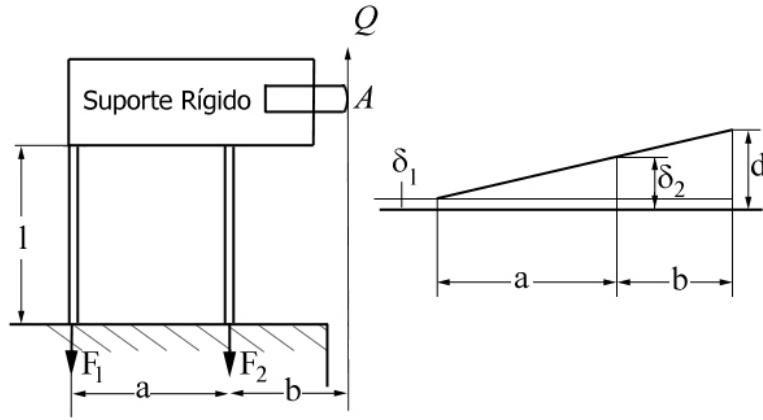


Figura 6. 5 - Esquema de determinação da rigidez dos diafragmas.

a : Distância do diafragma mais externo ao mais interno;

b : Distância do diafragma mais interno ao contato;

γ : Fator de alinhamento entre as os diafragmas e a carga Q ;

$$k_{eq} = \frac{A_3 E_3}{\ell_3 \gamma} \quad (6.4)$$

$$\gamma = \left(\frac{a+b}{a} \right)^2 + b \left(\frac{a+b}{a} \right) - \frac{b}{a} \quad (6.5)$$

A, B e C : respectivamente, comprimento, largura e altura da viga flexível;

$$C = \sqrt[3]{\frac{A^3 \alpha \cdot k_{eq} \cdot k_1}{E_2 B (k_{eq} \cdot k_1 - \alpha (k_1 - k_{eq}))}} \quad (6.6)$$

Com essa relação, uma planilha é usada para estimar a espessura da viga para uma desejada relação de Q/fP para um determinado corpo-de-prova. Na prática, o ajuste mais grosseiro dessa relação é feito com a substituição das vigas flexíveis quanto à espessura, mas com certas limitações devido à própria rigidez do restante do dispositivo. O ajuste fino é obtido variando a posição do contato no corpo-de-prova.

6.2 CORPOS DE PROVA

Para usinagem dos espécimes foi utilizada a liga de alumínio 6101 fornecida com o perfil retangular (barra chata) termicamente tratada por solubilização e envelhecimento (têmpera T4). O desenho técnico dos espécimes (fretting, tração e fadiga) e sapatas de contato são especificados no Anexo I.3-I.6.

A foto da Figura 6.6 mostra o aspecto das marcas deixadas pela ferramenta de usinagem.

Verificou-se que este acabamento original proveniente da usinagem não é suficiente para garantir a adequada geometria do contato, desse modo tornou-se necessário preparar a superfície estabelecendo assim um padrão para todos os espécimes a serem ensaiados posteriormente.

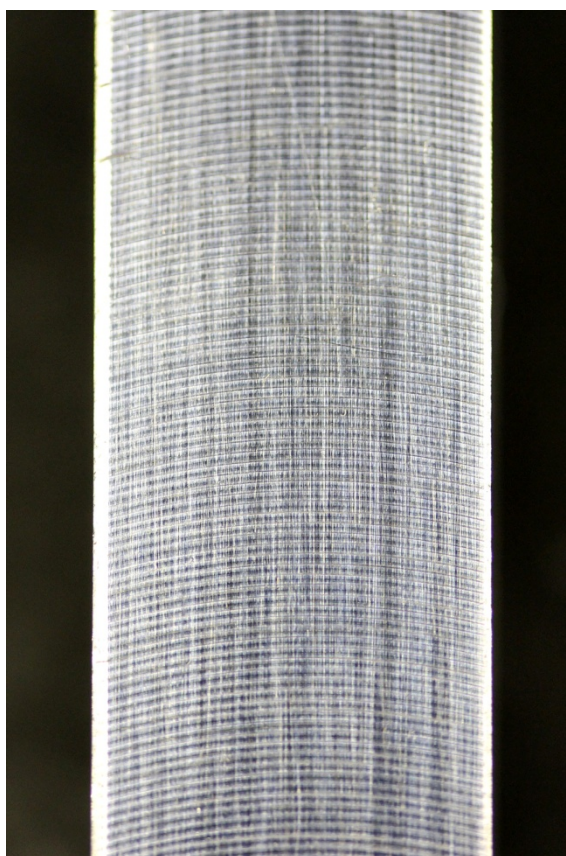


Figura 6. 6 - Acabamento como recebido da usinagem mostrando marcas de fresa.

O processo de lixar os espécimes foi realizado com muito zelo sendo desenvolvido um aparato especial (Figura 6.7) para garantir que não ocorresse abaulamento das bordas. Basicamente o espécime é apertado entre duas placas de aço e a superfície de contato é alinhada com as bordas das mesmas. A lixa é instalada em um bloco plano e o movimento da mesma é longitudinal ao comprimento do espécime.

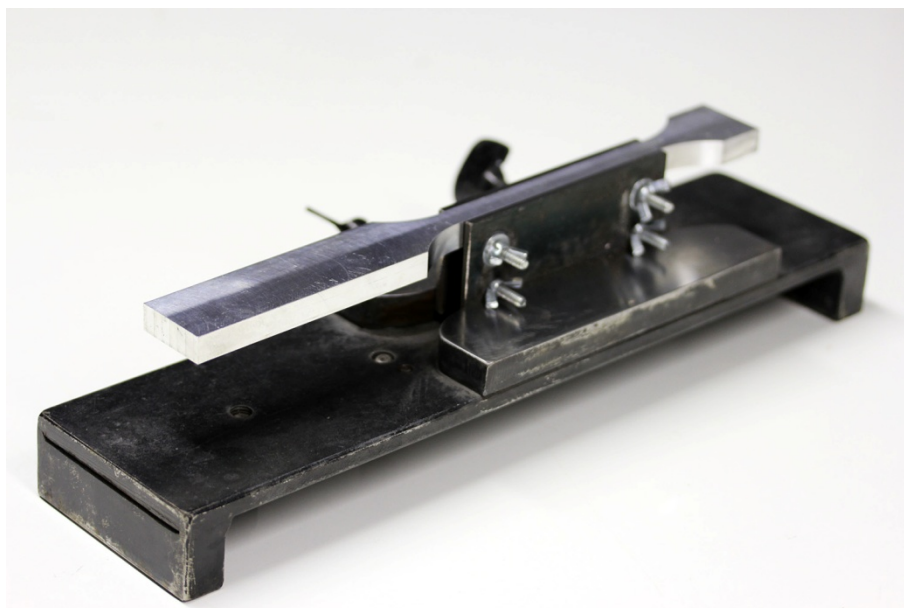


Figura 6. 7 - Dispositivo para acabamento de lixa da superfície de contato.

Primeiro foi usada lixa de numeração 320 até a remoção dos sulcos da ferramenta de fresa, posteriormente lixa 400 e finalmente lixa 600. Na Figura 6.8 observa-se um dos espécimes que serão submetidos ao ensaio de fadiga sob fretting.



Figura 6. 8 - Corpo-de-prova usado nos ensaios de fadiga sob condição de fretting. Nota-se o acabamento espelhado promovido pelo processo de lixar.

Para a comparação dos processos aplicados no material foram usinados e devidamente lixados 28 corpos-de-prova de fadiga sob fretting e esses espécimes foram rotulados como mostrado na Tabela 6.1:

Tabela 6. 1 - Grupos de espécimes preparadas e condições de tratamento e revestimento.

Rótulo por N ^o	Tratamento Criogênico	Revestimento PVD
01, 02, 03, 04, 05 e 06	ULTP1	-
07, 08, 09, 10, 11 e 12	-	-
13, 14, 15, 16, 17, e 18	ULTP1	Sim
19, 20, 21, 22, 23 e 24	-	Sim
25, 26, 27 e 28	Reserva	Reserva

6.3 RESULTADOS DOS ENSAIOS TESTES

O planejamento dos ensaios de fadiga sob fretting se baseia inicialmente no limite de fadiga do material, pois o fenômeno do fretting reduz sensivelmente a resistência do material quanto aos carregamentos repetidos. Como o limite de fadiga para esta liga de alumínio não foi encontrada na literatura, pode-se tentar estimá-lo a partir de limite de resistência a tração obtido na curva tensão vs deformação. Um ensaio de tração foi realizado no laboratório de ensaios mecânicos da UnB. A Figura 6.9 mostra o referido gráfico com o valor computado para o limite de resistência, enquanto a Figura 6.10 mostra uma ampliação do gráfico com o valor do limite de escoamento. A tabela 6.2 reúne esses resultados.

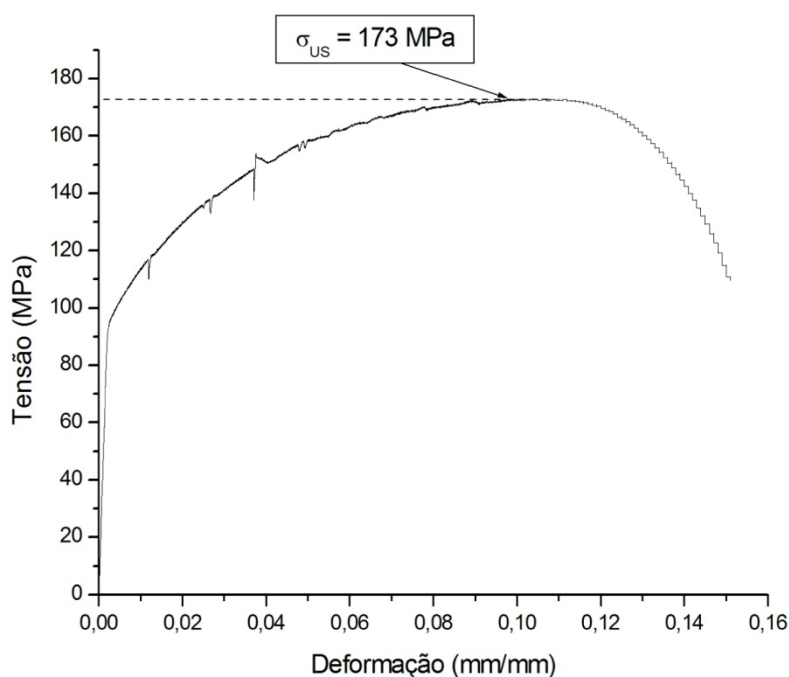


Figura 6. 9 - Curva tensão-deformação e o limite de resistência obtido no ensaio de tração.

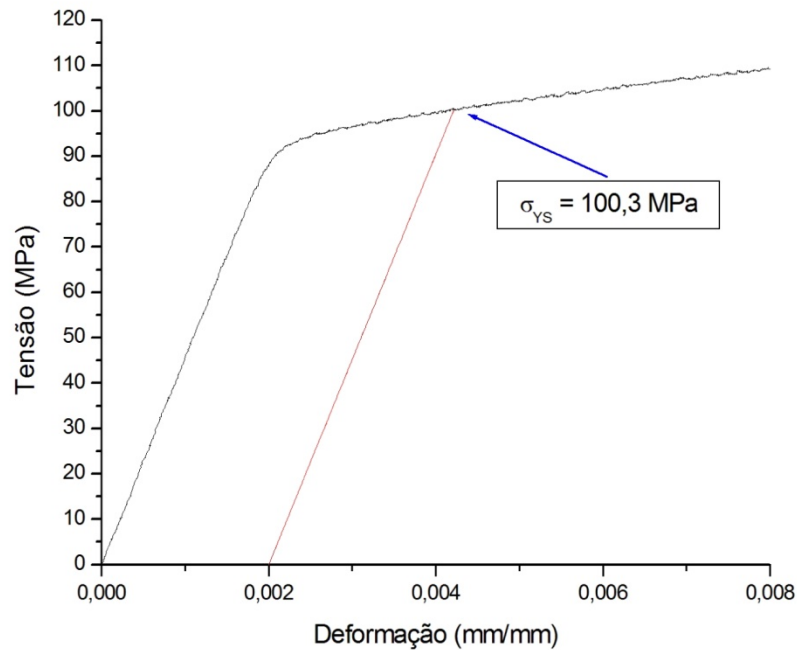


Figura 6. 10 - Curva tensão-deformação com foco no regime elástico e respectivo limite de escoamento.

Tabela 6. 2 - Resultados do ensaio de tração do Al 6101.

Limite de resistência σ_{US}	Limite de escoamento σ_{YS}
173 MPa	100,3 MPa

Para construir modelos matemáticos capazes de estimar a durabilidade de componentes sob um regime de fadiga por fretting, em regime de alto-médio número de ciclos, é necessária a condução de ensaios que os validem. Estes modelos são escritos em função de amplitudes de tensão de cisalhamento e de tensão normal (máxima ou hidrostática).

Portanto, no sentido de posteriormente guardar-se este programa de testes não apenas para ranqueamento dos beneficiamentos aplicados, mas também para validar modelos em desenvolvimento no Grupo de Fadiga, Fratura e Materiais de Engenharia do ENM-UnB, tentou-se projetar os testes de fadiga por fretting de tal forma que o nível de tensão máximo na superfície de contato permanecesse elástico.

Como esta liga de alumínio possui limite de escoamento muito baixo, e havia ainda a necessidade de impor cargas que garantissem a ruptura do espécime, para efeito de ranqueamento dos beneficiamentos aplicados, a configuração de contato escolhida garantiu níveis suficientemente contidos de plasticidade no *hotspot*. A Fig. 6.11 mostra uma topografia com a tensão equivalente de Von Mises para a configuração adotada. A tabela 6.3 reúne os parâmetros usados nesses cálculos. A presença de plasticidade de baixa escala permitirá o uso de teorias de

distância crítica associadas a modelos de fadiga multiaxial considerando tensões elásticas, caso uma estimativa de vida seja desejada.

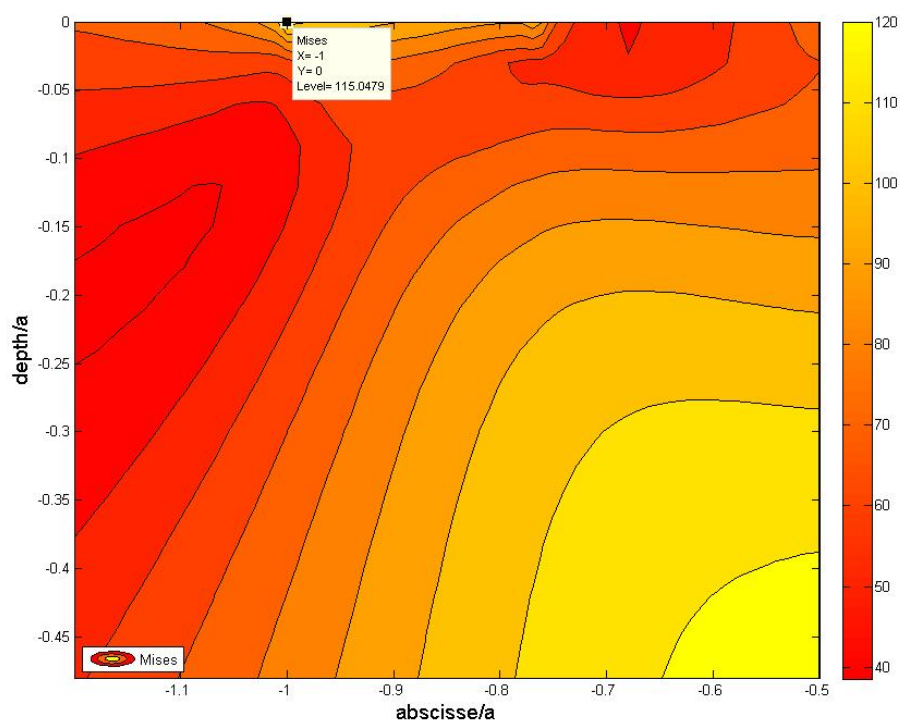


Figura 6. 11 - Campo de tensões de acordo com o critério de Von Mises para as configurações de ensaio utilizadas nos testes 1 e 2 de fadiga por fretting.

Tabela 6. 3 - Principais parâmetros para os cálculos da topografia de tensões.

f (coeficiente de atrito)	Pressão de pico: p_0	Raio da sapata: R
0.5	150 MPa	70mm

A Tabela 6.4 apresenta as condições de ensaio e os resultados os dois testes preliminares realizados em espécimes de material como recebido do fabricante, sem tratamentos/beneficiamentos. As condições usadas nesses dois ensaios serão replicadas nos demais.

Tabela 6. 4 - Condições de ensaios e vida em fadiga sob condição de fretting para 2.

Nº. CP	Q/P	σ_m (MPa)	σ_a (MPa)	Nº. ciclos	Vida Média
11	0.301	60	30	2.28×10^6	2.02×10^6
12	0.292	60	30	1.76×10^6	

Observa-se na superfície de fratura do espécime 11 (Figuras 6.12 e 6.13) que as trincas geradas por fretting e propagadas por fadiga são essencialmente perpendiculares à superfície de contato. Ao atingir uma profundidade aproximada de 1,25 mm as tensões são intensificadas e o material rompe por fratura dúctil apresentando superfícies de fratura em planos inclinados a aproximadamente 45° com relação à superfície.

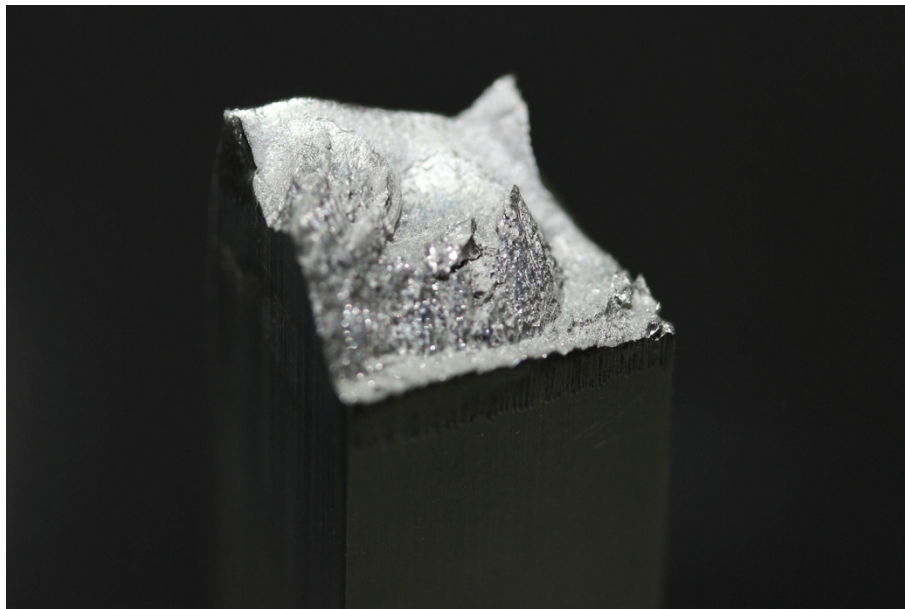


Figura 6. 12 - CP 11 com foco mais interno na superfície de fratura.

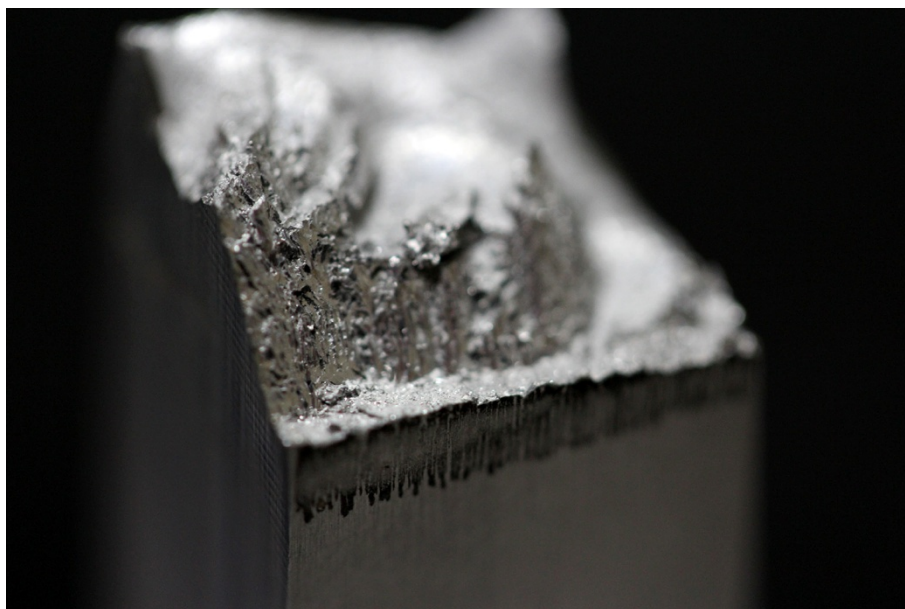


Figura 6. 13 - CP 11 com foco na borda da superfície de fratura.



Figura 6. 14 - CP 11 - Deformação das partes superior e inferior do espécime.

O CP 12 falhou, como mostrado na Figura 6.15, mas não rompeu completamente. O *interlock* de segurança da MTS foi configurado para interromper o ensaio com um deslocamento de 0,5mm acima do maior deslocamento medido com o CP ainda íntegro. Não seriam esperados muito mais ciclos de carregamento e a interrupção programada não compromete a validade do ensaio e contagem total de ciclos.



Figura 6. 15 - CP 12 - Visão em perspectiva da fratura interrompida automaticamente antes da ruptura total.

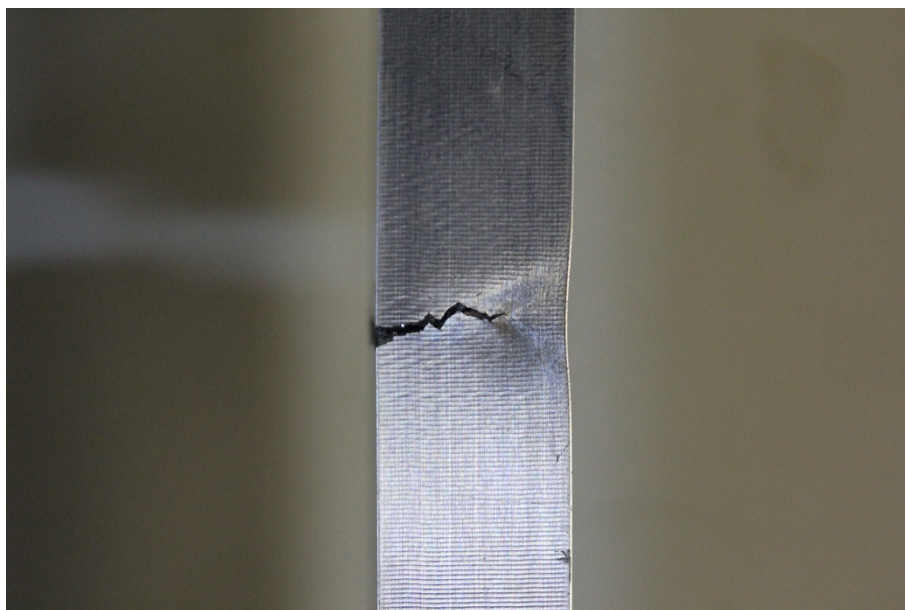


Figura 6. 16 - CP 12. Visão frontal do espécime relativa ao posicionamento do mesmo no ensaio.



Figura 6. 17 - CP 12- Mudanças de direção na propagação das trincas.

Novamente, podemos verificar a mudança de direção de propagação neste ensaio na foto da Figura 6.17. A fratura avançou mais rapidamente na parte frontal do que na parte posterior, bastando para comprovar isso à comparação com a foto da Figura 6.18.



Figura 6. 18 - CP 12 - Visão posterior do espécime relativa ao posicionamento do mesmo no aparato.

Na foto da Figura 6.19 podemos observar o dano superficial proveniente do fretting além da própria fratura. O material escuro em volta do contato é Al_2O_3 em forma de pó.

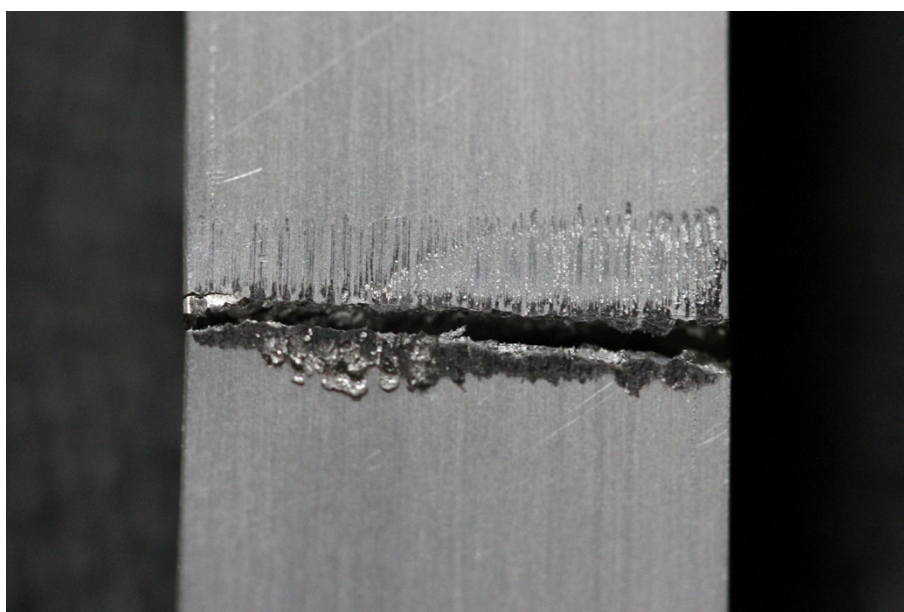


Figura 6. 19 - CP 12 - Região afetada pelo desgaste por fretting onde as pré-trincas foram iniciadas.

6.4 PARÂMETROS DEFINIDOS PARA ENSAIO

Após os ensaios testes, foi observado que o limite de escoamento é bem inferior ao limite de resistência do material, logo para se obter ensaios que quebrem em torno 10^6 ciclos, foram planejados ensaios tensões um pouco acima do limite de escoamento. Abaixo a tabela com os parâmetros definidos.

Tabela 6. 5 - Parâmetros escolhidos para ensaio de fadiga sob condição de fretting.

Tensão média (MPa)	Amplitude de Tensão (MPa)	Pressão de pico: p_0 (MPa)	Raio de Sapata (mm)
60	30	150 MPa	70

6.5 RESULTADO DOS ENSAIOS COM CORPOS TRATADOS E NÃO TRATADOS

Por não terem chegados os corpos revestidos com nitreto de Cromo, foram realizados apenas 4 ensaios até o momento.

- 2 ensaios com o corpo de prova sem tratamento criogênico (11,12)
- 2 ensaios com o corpo de prova com tratamento criogênico (01,03)

Foram mantidos os mesmos parâmetros e as mesmas condições para cada ensaio, os resultados são mostrados na tabela 6.6.

Tabela 6. 6 - Resumo dos ensaios de fadiga sob condição de fretting.

CP	σ_m (MPa)	σ_a (MPa)	P_0 MPa	N (ciclos)
11	60	30	150	1.761.497
12	60	30	150	2.285.584
01	60	30	150	>4.448.778
03	60	30	150	>2.779.561

Por motivo de queda de energia os ensaios dos corpos 01 e 03 não quebraram e como o ensaio possuía uma tensão média alta, ao se desligar a máquina subitamente o ensaio volta a ter tensão média 0 e com isso se desloca e perde sua posição inicial. Retomar o ensaio se torna impossível, pois não há possibilidade de voltar a sua posição inicial, logo não há como manter a mesma região desgastada pelo fretting, o que invalida o resto do ensaio. Mas mesmo assim o ensaio se torna válido, pois o tratamento criogênico se mostra muito eficiente, com um aumento médio da resistência a fadiga sob condição de fretting de no mínimo 200 %.

7 CARACTERIZAÇÃO E ANÁLISES MICROSCÓPICAS

7.1 DIFRATOMETRIA DE RAIOS X

A caracterização por difratometria de Raios X foi efetuada em equipamento modelo D8Focus Bruker, do Departamento de Química da Universidade de Brasília. O ensaio visou à identificação/confirmação da presença de nitreto de titânio (TiN) sobre o substrato de alumínio. O equipamento utilizado pode ser visualizado na Figura 7.1, e operou com alvo de cobre e monocromador colocado na frente do detector para filtragem da linha de radiação $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda=1,54184^\circ$). Os parâmetros utilizados no ensaio de difração de raios X foram:

- Velocidade de varredura angular: $0,02^\circ/\text{min}$;
- Intervalo de varredura: $2^\circ \leq 2\theta \leq 80^\circ$;
- Tempo de ensaio: 18 horas;



Figura 7. 1 - Difrátômetro de raios X. Fonte: Manual do equipamento.

7.1.1 RESULTADOS

Os ensaios de difratometria de raios X foram realizados visando identificar as fases presentes no revestimento realizado via PVD. Para a identificação das fases relacionadas ao nitreto de titânio (TiN), utilizou-se como padrão o espectro característico deste material. Neste espectro os ângulos de varredura correspondem às fases de TiN são: $\sim 37^\circ$ – TiN (111); $\sim 43^\circ$ – TiN (200); $\sim 62,5^\circ$ – TiN (220); 74° – TiN (311); e $\sim 77,5^\circ$ – TiN (222) [16].

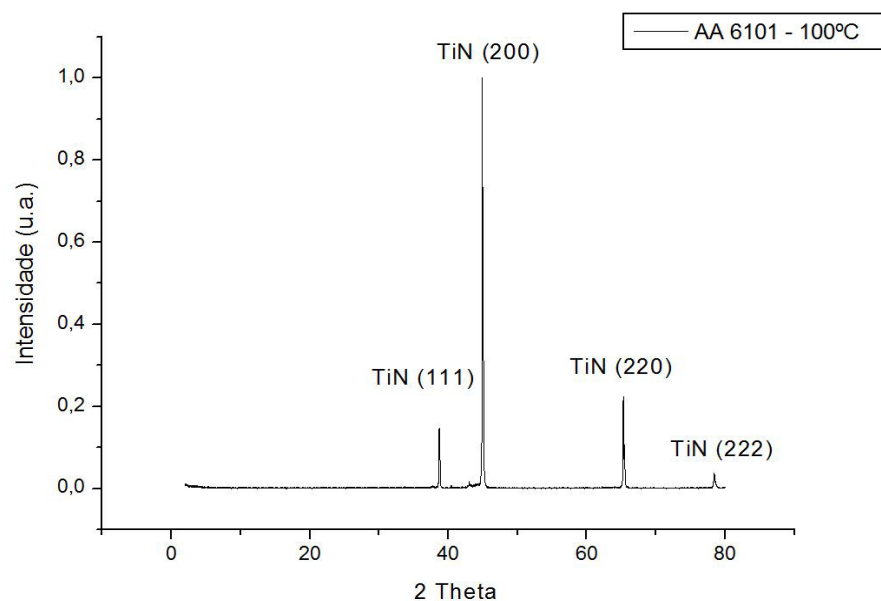


Figura 7. 2 - Espectro de difração de raios X da amostra de alumínio AA6101 com revestimento de TiN.

As Figuras 7.2 e 7.3 apresentam respectivamente os espectros relativos aos filmes depositados a 100 0C nas amostras com composição 6101 e 6351.

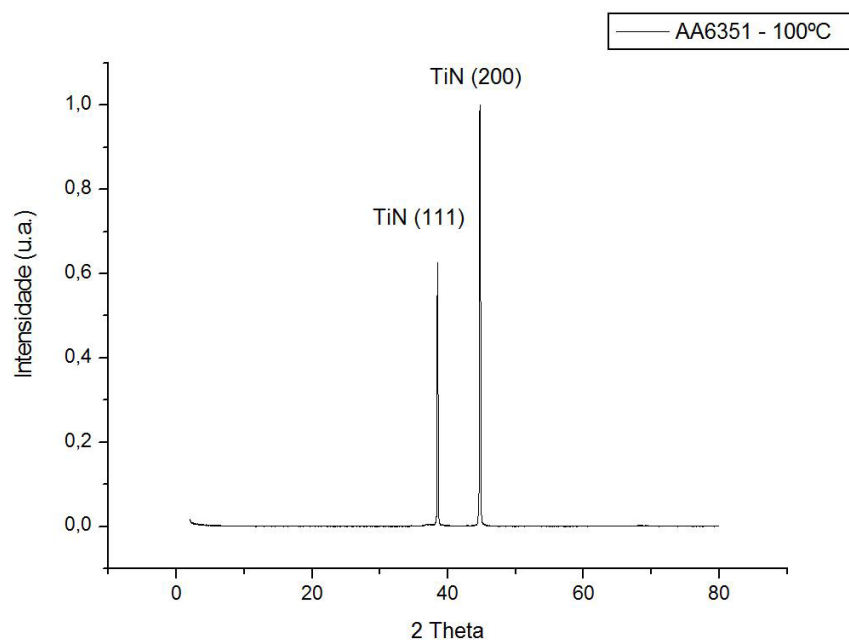


Figura 7. 3 - Espectro de difração de raios X da amostra de alumínio AA6351 com revestimento de TiN.

Através da análise dos espectros de raios X das amostras revestidas com TiN, fica evidenciado picos proeminentes referentes principalmente aos planos (111) e (200) do nitreto de titânio.

Foi realizada uma segunda análise, esta para verificar a melhora que os corpos criogênicos tiveram no ensaio de desgaste microabrasivo (SiO_2 como abrasivo).

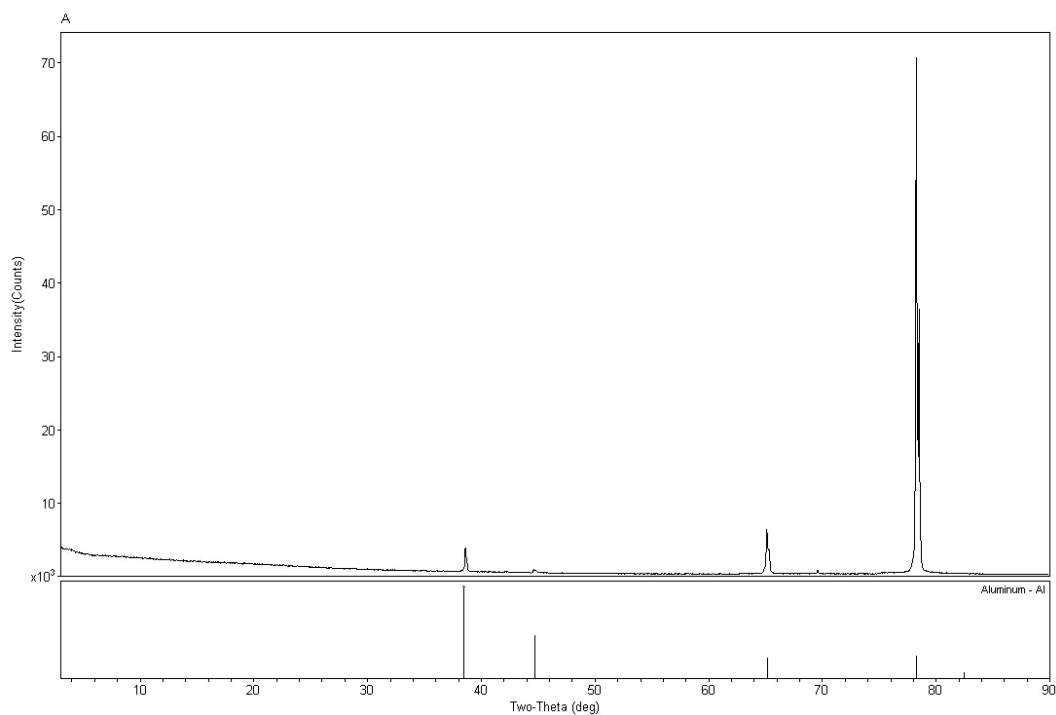
Foram realizados difratometria de raio-x com os seguintes corpos de prova:

- Corpo de prova sem nenhum tratamento
- Corpo de prova com tratamento criogênico ULTP1
- Corpo de prova com tratamento criogênico ULTP2

Os parâmetros deste ensaio são os seguintes:

- Velocidade de varredura angular: $0,5^\circ/\text{min}$;
- Intervalo de varredura: $3^\circ \leq 2\theta \leq 120^\circ$;
- Tempo de ensaio: 58 mins;

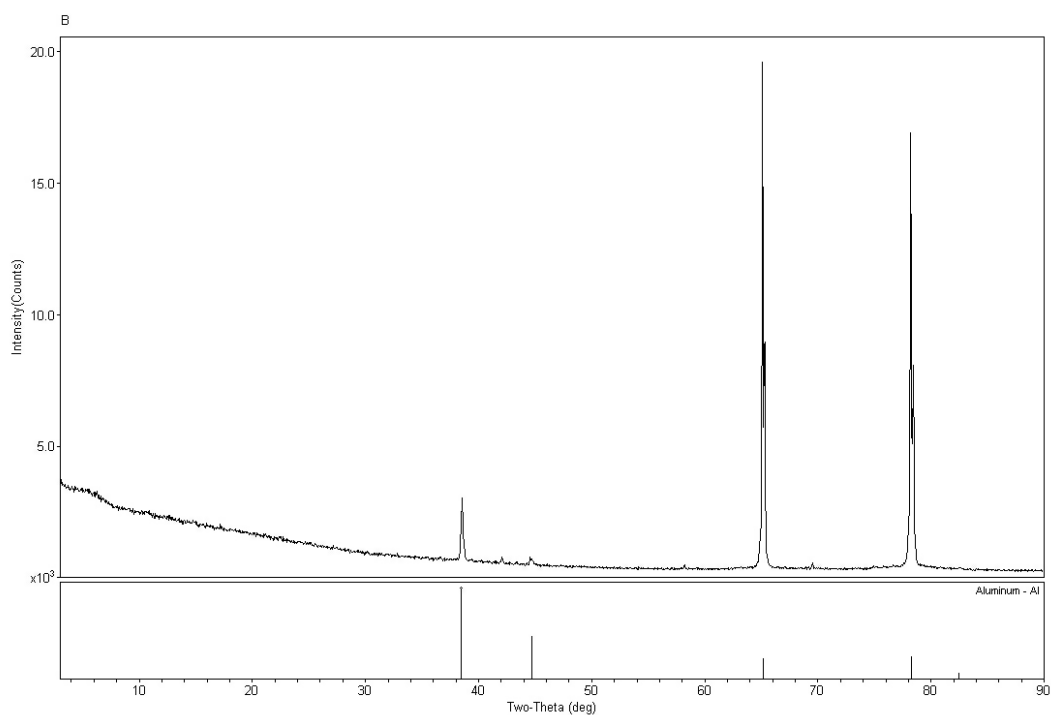
Obtemos os seguintes gráficos mostrados nas figuras



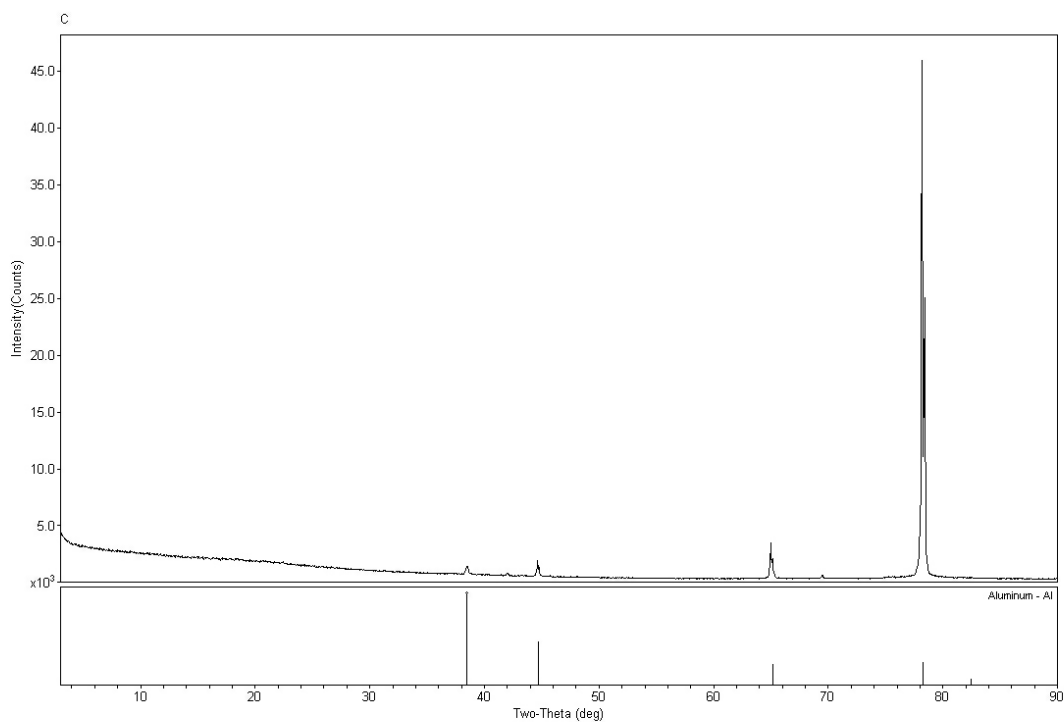
Campus Univ Darby Ribeiro

[RAIO-X] Thursday, March 07, 2013 03:46p (MDI/JADE)

Figura 7. 4 - Espectro de difração de raios X da amostra de alumínio 6101 sem tratamento criogênico.



Campus Univ Darby Ribeiro [RAIO-X]16] Thursday, March 07, 2013 03:47p (MDI/JADE9)
 Figura 7. 5 - Espectro de difração de raios X da amostra de alumínio 6101 com tratamento criogênico ULTP 1.



Campus Univ Darby Ribeiro [RAIO-X]16] Thursday, March 07, 2013 03:47p (MDI/JADE9)
 Figura 7. 6 - Espectro de difração de raios X da amostra de alumínio 6101 com tratamento criogênico ULTP 2.

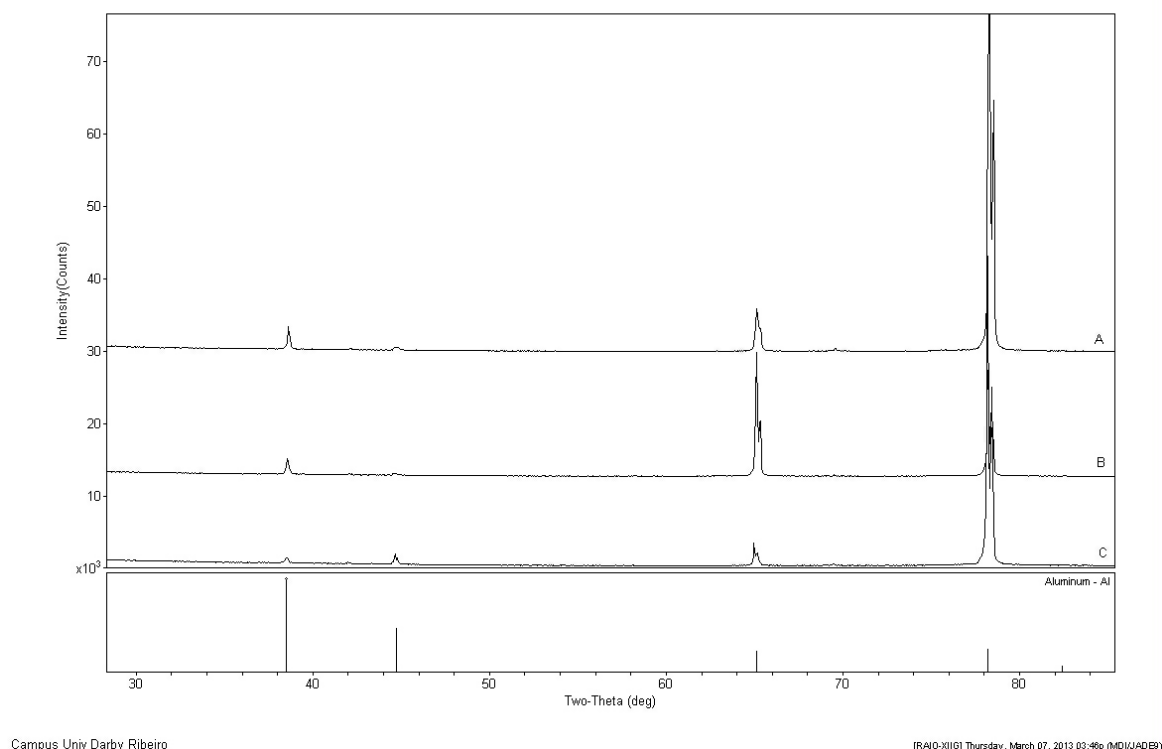


Figura 7. 7 - Comparação de espectros de difração de raio-x de corpos com e sem tratamento criogênico.

É observado que há diferenças nos espectros como mostra a figura 7.7, mas é uma diferença de intensidade dos picos, não é possível identificar o surgimento de novos picos. Esse aumento de intensidade dos picos indica um aumento dessa fase no plano cristalino, este aumento pode causar um aumento da resistência ao desgaste micro abrasivo (como mostrado nos ensaios com SiO₂ como abrasivo seção 5.3.3).

7.2 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)

As amostras depositadas foram seccionadas transversalmente com auxílio de uma maquina de corte de precisão refrigerada a água. Utilizou-se baixa velocidade de corte visando evitar deformações do substrato ou ruptura do revestimento. O ataque das amostras foi realizado com auxílio de uma solução (10 m) contendo:

- 1 gota HF (40%)
- 25 – 30 mL HCl (38%)
- 20 – 25 mL HNO₃ (70%)
- 25 – 50 mL CH₃OH

Foi utilizado o Microscópio Eletrônico de Varredura do Departamento de Biologia da Universidade de Brasília, apresentado na Figura 7.8. A análise foi efetuada com o intuito de avaliar a microestrutura do alumínio e do revestimento de nitreto de titânio. Análises químicas pontuais foram realizadas com auxílio de uma sonda EDS acoplada ao equipamento.



Figura 7. 8 - Microscópio Eletrônico de Varredura usado nas caracterizações das amostras.

Os resultados obtidos por esta análise encontram-se dispostos nas Figuras 7.9 – 7.15. As Figuras 7.9 (a) e (b) mostram as amostras de alumínio 6101 com e sem recobrimento de TiN.

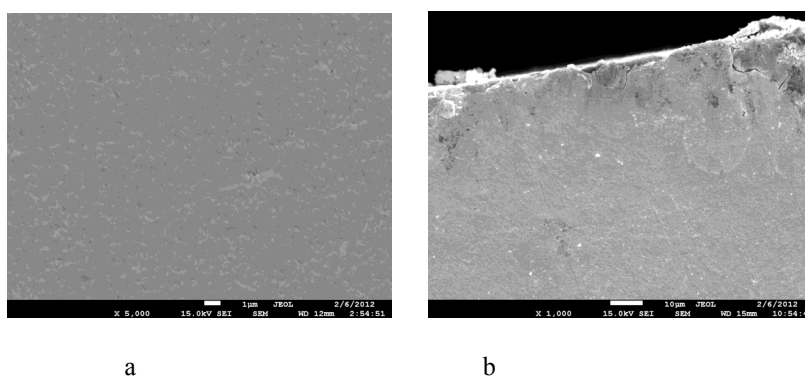


Figura 7. 9 - Imagens de microscopia eletrônica de varredura (MEV). a) Amostra de Alumínio AA6101 sem revestimento, 5000x; b) Amostra de Alumínio AA6101 com revestimento de TiN (Temperatura de deposição: 100°C), 1000x.

Pela análise da Figura 7.9(b) observa-se um revestimento de nitreto de titânio (TiN) pouco contínuo e quebradiço, com aproximadamente 3 µm de espessura. A baixa qualidade do filme fino depositado sobre o AA6101 pode estar relacionada aos parâmetros de deposição. Não foram observadas partículas precipitadas dispersas na matriz de alumínio. Análise pontual de composição química foi realizada via EDS (Espectroscopia por Dispersão de Energia) conforme observado na Figura 7.10.

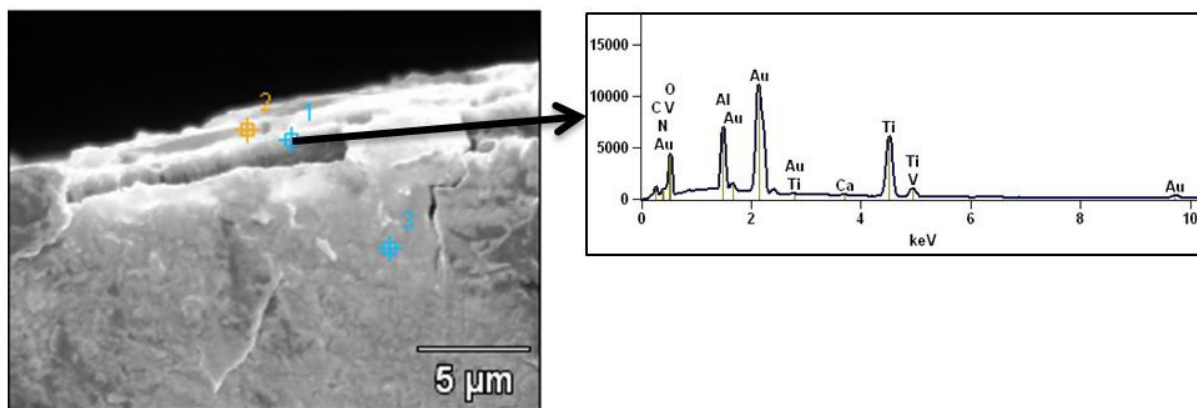


Figura 7. 10 - Aluminio AA6101 revestido com nitreto de titânio (TiN); à direita um espectro pontual obtido via EDS.

No espectro obtido por EDS a presença de titânio e nitrogênio permite inferir a formação do filme de nitreto de titânio. O pico referente ao ouro (Au) está relacionado a metodologia usada para preparação da amostra.

Ao se analisar a Figura 7.11 (a) nota-se a presença de precipitados na matriz de alumínio AA6351. Estas partículas possivelmente são precipitadas de Mg_2Si . Estes precipitados têm como principal característica o endurecimento do material. A quantidade de Mg_2Si é proporcional à quantidade de silício na liga, devido à baixa solubilidade deste composto intermetálico na presença de excesso de magnésio. No filme depositado (figura 7.11 b) não há evidência da presença de trincas e vazios na interface substrato/revestimento e especificamente no filme fino.

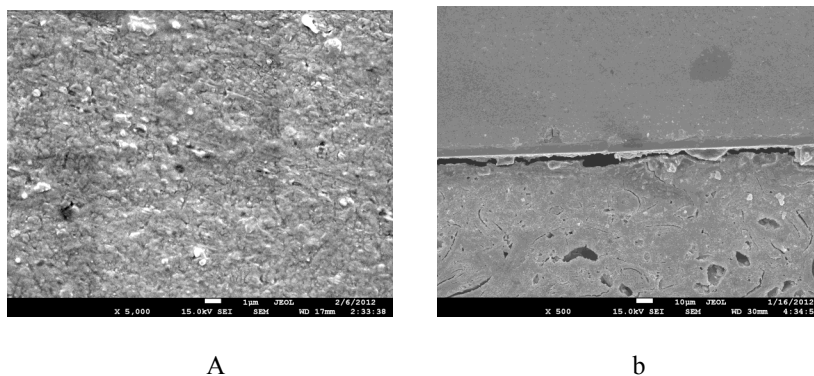


Figura 7. 11 - Imagens de microscopia eletrônica de varredura (MEV). a) Amostra de Aluminio AA6351 sem revestimento, 5000x; b) Amostra de Aluminio AA6351 com revestimento de TiN (Temperatura de deposição: 100°C), 500x.

Segundo o modelo proposto por Thornton [13], o filme de nitreto de titânio desenvolvido para as condições de deposição utilizadas ($T/T_m=0,034$) considerando a temperatura de fusão do TiN como 2930°C e a temperatura do substrato no momento da deposição em 100°C. Para razão T/T_m o filme cresce em forma de grãos colunares finos com certa porosidade nos contornos de grãos. A Figura 7.12 apresenta espectro EDS pontual do filme TiN depositado na liga 6351.

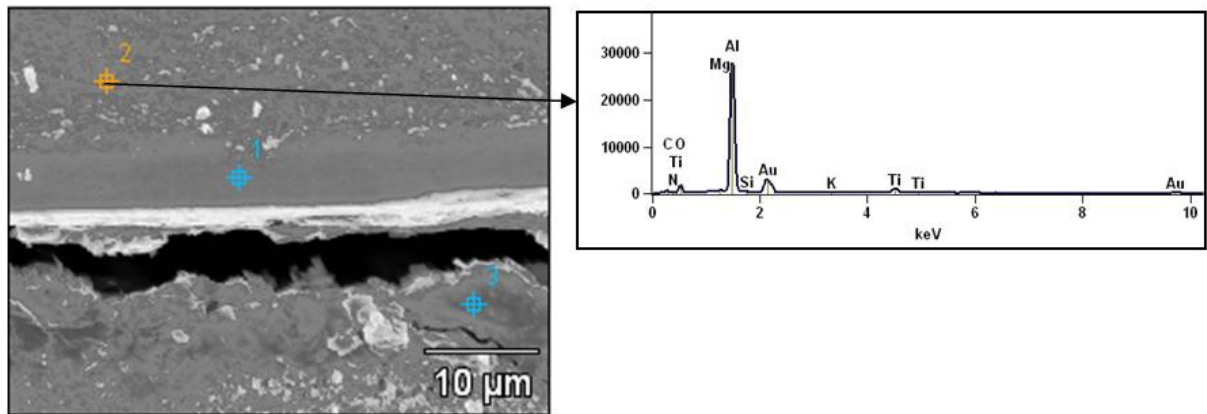


Figura 7. 12 - Alumínio AA6351 revestido com nitreto de titânio (TiN); à direita um espectro pontual obtido via EDS.

Após o termino dos ensaios de fretting serão realizados uma nova análise com o microscópio eletrônico de varredura. Iremos analisar os seguintes casos:

- Corpos de fretting tratados e revestidos com nitreto de cromo.
- Corpos de desgaste micro abrasivo tratados criogenicamente e revestidos.

7.3 DUREZA BRINELL

Foi utilizado o Microscópio Eletrônico de Varredura do Departamento de Biologia da Universidade de Brasília, apresentado na Figura 7.13. A análise foi efetuada com o intuito de avaliar a microestrutura do alumínio e do revestimento de nitreto de titânio. Análises químicas pontuais foram realizadas com auxílio de uma sonda EDS acoplada ao equipamento.



Figura 7. 13 - Medidor de dureza Brinell – Laboratório de Materiais – UnB

O ensaio de dureza teve como principal função analisar as durezas das ligas de alumínio AA 6101 e AA6351 conforme recebida para teste.

Foram realizadas medições em seis amostras e os resultados encontram-se dispostos na Figura 7.14.

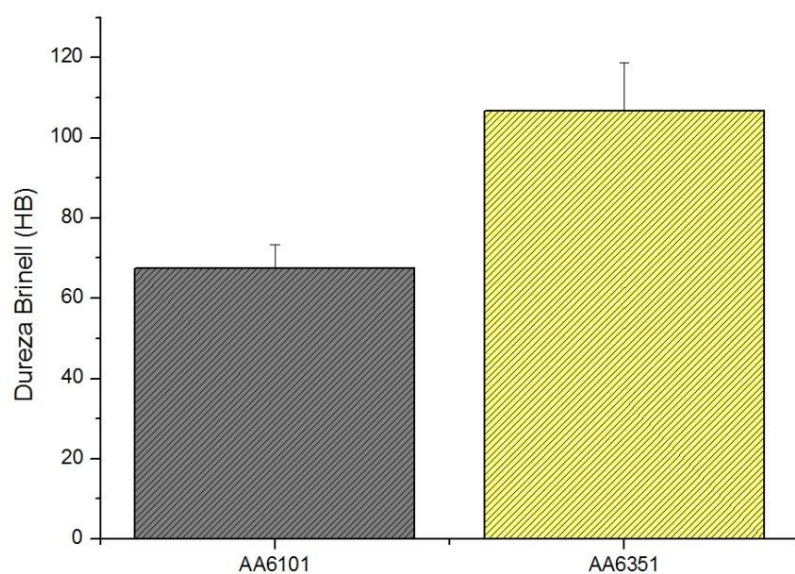


Figura 7. 14 - Dureza Brinell do Alumínio.

O valor de dureza Brinell encontrado para o alumínio AA6351 foi aproximadamente 58% maior que o valor encontrado para a outra composição. Este resultado é coerente com a composição química e os tratamentos térmicos subsequentes aplicados a cada composição.

8 CONCLUSÃO

O filme de nitreto de titânio promoveu em ambas as ligas um aumento substancial na resistência ao desgaste micro abrasivo, apesar dos resultados mostrados nos ensaios com carbeto de silício terem mostrado uma ineficácia quanto ao aumento da resistência quanto ao desgaste abrasivo. Descartamos estes resultados por se tratar de um abrasivo muito severo. O filme fino de TiN depositado no alumínio AA6101 apresentou uma superfície com alta rugosidade quando comparado ao substrato sem deposição e com as amostras de alumínio AA6351 com e sem revestimento.

A inclusão do recobrimento reduziu a possibilidade de interação químico-física entre o abrasivo e o substrato, retardando o desgaste e aumentando a durabilidade das amostras.

Por se tratar de um abrasivo mais fino e ser endógeno à reação de desgaste que ocorre entre o contato do grampo com o cabo, este novo ensaio evidenciaram uma melhora quanto à resistência ao desgaste do tratamento criogênico e revestimento. A difratometria de raio-x mostra que a criogenia não cria novas fases, aumenta a intensidade dos picos de todas as fases, supõe-se que isso é a causa do aumento da resistência quanto ao desgaste abrasivo.

Quanto ao ensaio de fadiga sob condição de fretting os parâmetros de ensaio escolhidos revelaram-se adequados para detecção de eventuais benefícios promovidos pelo tratamento criogênico e/ou revestimento por PVD. É necessário mencionar que a natureza do material e a configuração do dispositivo de fadiga por fretting utilizado não permitem muita liberdade na variação desses parâmetros de forma a garantir níveis de tensão que não provoquem plasticidade generalizada na região de contato.

Se as cargas de contato e carregamento forem incrementadas em excesso, o material sofrerá deformação permanente (plástica) e o contato perderá a geometria original antes das primeiras trincas serem geradas. Se por outro lado essas cargas não forem suficientes para provocar o rompimento do material tal como recebido é certo que elas também não servirão para o material com beneficiamento, isso tornaria a pesquisa improdutiva. Pode-se verificar pelas fotos dos espécimes falhados que as trincas geradas pelo fenômeno do fretting e propagadas em fadiga não precisaram penetrar muito para que a seção restante falhasse por escoamento.

A partir dos parâmetros experimentais validados nos ensaios dos espécimes 11 e 12 foi possível determinar como os ensaios subsequentes serão realizados, de forma a permitir a comparação do limite de resistência à fadiga sob fretting nas condições adicionais de processamento propostas para a liga estudada. Essa comparação possibilitará a análise objetiva quanto à viabilidade técnica do tratamento criogênico e/ou revestimento PVD, como processos que permitiriam aumentar a vida útil de componentes sujeitos a este tipo de degradação.

Utilizando esses parâmetros foram realizados ensaios de corpos tratados criogenicamente e não tratados, observamos claramente o aumento da resistência quanto à fadiga por fretting dos corpos tratados.

9 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] www.world-aluminium.org acesso dia 03/05/2012 as 15h42.
- [2] GOURIER-FRÉRY, C.; FRÉRY, N. Aluminum. Aluminum Alloys, 2004, 79 - 95.
- [3] CALLISTER, W. D. Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução. LTC, 5ª edição, 2002.
- [4] LUGSCHEIDER, E.; KRIMER, G.; BARIMANI, C.; ZIMMERMANN, H. PVD Coatings on Aluminum Substrates, 1995, 497 – 502.
- [5] www.iom3.org acesso dia 03/05/2012 as 17h58.
- [6] EZUBER, H.; EL-HOUD, A.; EL-SHAWESH, F. A study on the corrosion behavior of aluminum alloys in seawater. Materials and Design, 2008, 801 – 805.
- [7] STACHOWIAK, W.; BATCHELOR, W. Engineering Tribology. Butterworth Heinemann, 3ª edição, 2001.
- [8] STOLARSKI, T. A. Tribology in Machine Design. Butterworth Heinemann, 1990.
- [9] SHOJAEI, O. R.; KARIMI, A. Comparasion of mechanical properties of TiN thin films using nanoindentation and bulge test. Thin solid films, 1998, 202 – 208.
- [10] KUMAR, A.; SINGH, D.; KUMAR, R.; KUMAR, D. Effect of crystallographic orientation of nanocrystalline TiN on structural, electrical and mechanical properties of TiN/NiTi thin films. Journal of alloys and compounds, 2009, 166 – 172.
- [11] PAN, W.; YU, G.; HUANG, J. Mechanical properties of ion-plated TiN films on AISI D2 steel. Surface and Coating Technology, 1998, 111 – 119.
- [12] LEE, Y.; JEONG, K. Wear-life of TiN-coated steels. Wear, 1998, 175 – 181.
- [13] KATARIA, S.; KUMAR, N. Evolution of deformation and friction during multimode *scratch test* on TiN coated D9 steel. Surface and Coating Technology, 2010, 922 – 927.
- [14] STEYER, A.; MEGE, D.; PECH, C.; MENDIBIDE, J.; FOUNTAINE, A.; PIERSON, C.; ESNOUF, P. Influence of the nanostructution of PVD hard TiN-based films on the durability of coated steel. Surface and Coating Technology, 2008, 2268 – 2277.
- [15] VARGAS, A. Deposição e caracterização de revestimentos de Ni-Ti e Ni-Ti/Nb para aplicações biomédicas. 2007.
- [16] TICHY, J.; MEYER, D. Review of solid mechanics in tribology. International journal or Solid and Structures, 2000, 391 – 400.
- [17] GUU, Y.; LIN, J.; LIN, C. The tribological characteristics of titanium nitride coatings – Part. 1. Coating thickness effects. Wear, 1996, 12 – 21.
- [18] RECCO, A. Estudo da obtenção e das propriedades dos filmes de TiN e TiC depositados sobre aços de ferramentas AISA H13 e D2 nitretados e não nitretados. 2008.
- [19] SCHMITZ, C. Comportamento Tribológico de Filmes Duros depositados por PVD em substratos de metal duro. PUC-PR, 2006.
- [20] MATSUOKA, M.; SUCASAIRE, W.; LOPES, K.C.; CHUBACI, J.F.D.; AVANCI, L.; MITTANI, J.C. Filmes finos de nitreto de carbono e nitreto de boro preparados com método de deposição assistida por feixe de íons. Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo, 2006, 105 – 110.
- [21] EDWARDSON, J. M.; HENDERSON, R. M. Atomic Force Microscopy and Drug Discovery. Elsevier, 2004.
- [22] SANTOS, N. C.; CASTANHO, M. A. R. B. An overview of the biophysical applications of atomic force microscopy. Biophysical Chemistry, 2004, 133 – 149.
- [23] BHUSHAN, B.; LI, X. LI. Nanomechanical characterization of solid surfaces and thin films. International Materials Review, 2003, 125 – 164.
- [24] MARAGON, A. A. S. Compósitos de PVA/Caulitina e PVA/Caulitina funcionalizada. UFPR, 2008, 1 – 52.
- [25] KAHN, H. Caracterização Mecânica. Difração de Raios-x. 2001, 1 – 18.
- [26] TAVARES, C. J. Técnicas de caracterização mecânica: Propriedades. Universidade de Minho, 2002, 47 - 83.
- [27] ESPINCHO, J. Influência do período nas propriedades mecânicas dos revestimentos snanoestruturados. UFPR, 1 – 38.
- [28] MALISK, A. M. Microscopia Eletrônica de Varredura e Microanálise. UFSC, 2002, 1 – 98.

- [29] KAHN, H. Microscopia Eletrônica de Varredura e Microanálise Química. 2001, 1 – 11.
- [30] STACHOWIAK, G. B.; STACHOWIAK, G.W. Wear mechanisms in ball-cratering tests with large abrasive particles. Wear, 2004, 600 – 607.
- [31] TREZONA, R.I.; ALLSOPP, D.N.; HUTCHINGS, I.M. Transitions between two-body and three-body abrasive wear: influence of test conditions in the microscale abrasive wear test. Wear, 1999, 205 – 214.
- [32] COZZA, R.C.; MELLO, J.D.B.; TANAKA, D.K.; SOUZA, R.M. SOUZA. Relationship between test severity and wear mode transition in micro-abrasive wear tests. Wear, 2007, 111 – 116.
- [33] ASM Metals Handbook Volume 4 – Heat Treating. ASM, 10ª edição, 1991.
- [34] ABNT – NBR 6835:2000.
- [35] www.alcoa.com/brazil/catalog/pdf/Catalogo_Ligas_e_Temperas_final_baixa.pdf acesso dia 18/06/2012 as 21h51.
- [36] www.infomet.com.br/metais-e-ligas-conteudos.php?cod_tema=10&cod_secao=11&cod_assunto=54 acesso dia 18/06/2012 as 22h57.
- [37] SILVA, J. D. Influência do revestimento de nitreto de titânio depositado via feixe de elétrons na resistência ao desgaste micro abrasivo das ligas de alumínio-magnésio-silício AA6101 e AA6351.
- [38] www.flickr.com/photos/marcelogaziola/5611550357 acesso dia 20/06/2012 as 18h23.
- [39] www.clasf.com.br/extrusoras-de-aluminio-em-porto-alegre-271067 acesso dia 20/06/2012.
- [40] ASM Handbook Volume 18: Friction, Lubrification and Wear Technology, 1992.
- [41] STOLARSKI, T A. Tribology in Machine Design, Butterworth-Heinemann, 2000.
- [42] ASM Handbook Volume 05: Surface Engineering, 1994.
- [43] KAJDAS, C.; HARVEY, S.S.K.; WILUSZ, E., Encyclopedia of Tribology, Elsevier, 1990
- [44] LUDEMA, K.C., Friction, Wear, Lubrication-a textbook in tribology. CRC Press, 1996
- [45] ARAÚJO, J. A., & NOWELL, D., International Journal of Fatigue, 21.9, pp. 947-956, 1999.
- [46] ARAÚJO, J. A., & NOWELL, D., International Journal of Fatigue, 24.7, pp. 763-775, 2002.
- [47] ARAÚJO, J. A., & NOWELL, & VIVACQUA, R. C., Fatigue Fract Engng Mater Struct, 27, pp. 967-978, 2004.
- [48] EDEN, E. M., ROSE, W. N., CUNNINGHAM, F. L., Proceedings of the Institute of Mechanical Engineers, Vol. 4, pp. 839-974, 1911.
- [49] WARLOW-DAVIS, F. J., Proceedings of the Institute of Mechanical Engineers, Vol. 146, pp. 32, 1941.
- [50] GIUMMARRA, C., BRAY, G. H., DUQUETTE, D. J., Tribology International, 39, pp. 1206-1212, 2006.
- [51] SACHIN, R. SHINDE, DAVID W. HOEPPNER, Wear 261, pp. 426-434, 2006.
- [52] RAWLINGS, C. B., Fatigue of Overhead Conductors, Transmission Line Reference Book, Electrical Power Research Institute, Palo Alto CA, 1979, pp 51-81. Institute, Palo Alto CA, 1979, pp 51-81.
- [53] CIGRE SCB2-WG11-TF 7-06-01, Fatigue Endurance Capability of Conductor/Clamp Systems-Update of Present Knowledge , January 2006.
- [54] SMALLMAN, R. E. and BISHOP, R. J. Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering: Science, process and applications. 6ª ed. 1999.
- [55] ASM Handbook Volume 18: Friction, Lubrification and Wear Technology, 1992
- [56] ASM Handbook Volume 03: Diagramas de fases
- [57] O. Knotek, Werkstoffkunde na der RWTH, Aachen, 1983
- [58] W. Hufnagel, Aluminum – Taschenhuck, Aluminum-Verlag, Dusseldorf, 1988
- [59] P. Brenner, H. Kostron, Z. Metallk., 31 (1939) 89-97
- [60] K. Shouterden, B. Blampain, J.P. Celis, O. Vingsbe, WEAR 181-183 – 1995-(86)
- [61] T. Liskewicz, S. Fouvry, B. Wendler- Surf. Coat, Technol – 163-164 – 2003 – 485
- [62] A. Conde, c. Navas, A.B. Cristobal, J. Housden – Surf. Coat. Technol. 201 (2008) 2690
- [63] J.A. Berrfos, E.S. Puchi-Cabrera – Surf. Coat. Technol. 148 (2001) 179
- [64] E.S. Puchi-Cabrera, F. Martinez, I. Herrera, J.A. Berrfos – Surf. Coat. Technol. 182 (2004) 276
- [65] A. Abdel – Mater. Sci. Eng. A 474 (2008) 181
- [66] E.S. Puchi-Cabrera, F. Martinez, I. Herrera, J.A. Berrfos – Surf. Coat. Technol. 182 (2004) 276
- [67] E.S. Puchi – Cabrera, M. H. Staia, J. Lesage – I. J. Fatigue 30(2008) 1220
- [68] Fei Zhou, Chan-Min Suh, Seock-Sam Kim, Ri-ichi Murakami – Tribology Letters, 13 (2002) 171
- [69] P.K. Gupta, J.A. Walowit, ASME J. Lubr. Technol. 94 (1974) 250
- [70] J.M. Leroy, B. Villechaise, Mechanics of Coatings – Elsevier, New York, 1990).
- [71] N.S. Kalsi, R. Sehgal, V.S. Sharma, “Cryogenic Treatment of Tool Materials: A Review.” Materials and Manufacturing Processes 25(10), pp. 1077-1100, 2010.

- [72] S.S. Gill, H. Singh, R. Singh, J. Singh, "Cryoprocessing of cutting tool materials—a review." *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 48(1-4) , pp. 175-192, 2009.
- [73] S.S. Gill, H. Singh, R. Singh, J. Singh, "Metallurgical principles of cryogenically treated tool steels — a review on the current state of science." *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 54, pp. 59-82, 2011.
- [74] P. Baldissera, C. Delprete, "Deep Cryogenic Treatment : A Bibliographic Review." *The Open Mechanical Engineering Journal* 2, pp. 1-11, 2008.
- [75] C. Ding, L. Wenxian, "Cryogenic treatment of Al and Al alloys" *The Chinese Nonferrous Metals*, 10(6), pp. 890-895, 2000.
- [76] S. Zhirafar, "Effect of Cryogenic Treatment on The Mechanical Properties of Steel and Aluminum Alloy", Tese de Doutorado, Departamento de Engenharia Mecânica e Industrial, Concordia University, Canadá, 2005.
- [77] C. Ding, L. Wenxian, "Grain preferred orientation of Al and Al alloys through cryogenic treatment", *Journal of Central South University of Technology*, 31(6), pp. 544-547, 2000.
- [78] C. Gang, C. Ding, "Effect of Cryogenic Treatment on Al-Fe-V-Si Alloy", *Jinshu Rechuli - Heat Treatment of Metals*, 27(10), pp. 26-27, 2002.
- [79] E. Dullberg e W. Istip, "Cryogenic quenching method", U.S. Patent 3,185,600, de 25 de maio de 1965.
- [80] M.K. Corridan, "Anodized Cryogenically Treated Aluminum", U.S. Patent 6,258,463 de 10 de julho de 2001.
- [81] T. Campbell e S. Laymon "Processing for cast components", E.P. Patent 1,668,165 de 14 de junho de 2006.
- [82] IEEE Guide for Aeolian Vibration Field Measurements of Overhead Conductors, IEEE Std 1368, 2006. Institute, Palo Alto CA, 1979, pp 51-81.
- [83] Rawlings, C. B., *Fatigue of Overhead Conductors*, Transmission Line Reference Book, Electrical Power Research Institute, Palo Alto CA, 1979, pp 51-81. Institute, Palo Alto CA, 1979, pp 51-81.
- [84] CIGRE SCB2-WG11-TF 7-06-01, *Fatigue Endurance Capability of Conductor/Clamp Systems-Update of Present Knowledge* , January 2006.
- [85] Hills D, Nowell D. *Mechanics of Fretting Fatigue*, Kluwer Academic Publishers, 1994.
- [86] M.G. GEE^{a,*}, A.J. Gant^a, I.M. Hutchings^b, Y. Kusano^b, K. Schiffman^c, K. Van Acker^d, S. Poulat^e, Y. Gachon^f, J. von Stebut^g, P. Hatto^h, G. Plintⁱ, "Results from an interlaboratory exercise to validate the micro-scale abrasion test. *Wear* 259, pp 27-35, 2005.
- [87] Douglas José da Silva, "Influência do revestimento de nitreto de titânio depositado via feixe de elétrons na resistência ao desgaste micro abrasivo das ligas de alumínio magnésio-silício AA6101 e AA 6351, dissertação de mestrado em ciências mecânicas, ENM.DM-174A/2012, Universidade de Brasília, Junho-2012.
- [88] R.I. Trezona, D.N. Allsopp, I.M. Hutchings, "Transitions between two-body and three-body abrasive wear: influence of test conditions in the microscale abrasive wear test"

I ANEXOS

I.1 RECOMENDAÇÕES PARA UTILIZAÇÃO DA MAQUINA DE ENSAIOS DE DESGASTE CSM CALOWEAR

Antes de iniciar a utilização da máquina de ensaios de desgaste CSM Calowear, deve-se estar atento às seguintes informações:

1. O equipamento de ensaio e o computador encontram-se totalmente desligados da fonte de energia 220V (preferencial). Caso seja necessário utilizá-los em uma fonte 110V verificar a compatibilidade do equipamento nas placas de informações ou nos seus manuais.
2. As partes removíveis do equipamento encontram-se em local específico e trancados por serem bastante delicados. Deve-se ter muito cuidado na montagem no equipamento e suas conexões.
3. O suporte das amostras a serem ensaiadas possui uma célula de carga de 2kgf (Figura I.1). Não se deve aplicar força alguma nesse componente. É um sistema muito delicado e não necessita de força excessiva para seu manuseio.

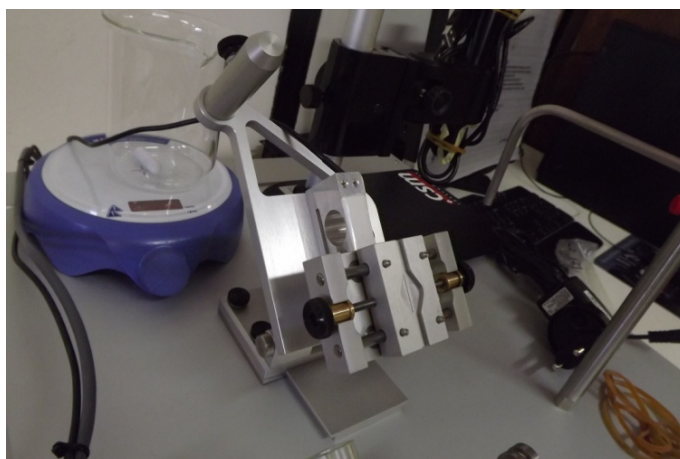


Figura I. 1 - Célula de carga

4. A bomba peristáltica de solução abrasiva (Figura I.5) não deve ser desligada durante o ensaio ou após o ensaio sem que a mangueira esteja completamente limpa, pois se corre o risco do abrasivo decantar no interior e entupir a mangueira, assim esse componente poderá ser descartado, caso não se consiga limpá-lo.
5. Cuidado ao se desfazer da solução abrasiva, pois dentro do béquer haverá um bastão magnético utilizado para agitar e homogeneizar a solução durante os ensaios. Na Figura I.2 essa peça é mostrada sobre o próprio agitador, mas sem o béquer.



Figura I. 2 - Agitador magnético da lama abrasiva com controle de velocidade digital.

6. A máquina deverá ser completamente limpa após a utilização e seus componentes destacáveis deverão ser guardados separadamente no lugar de que foram retirados.
7. Deve desligar o equipamento da fonte de energia no final da utilização.
8. Haverá uma ficha de controle da utilização do equipamento fixada no computador que deverá ser preenchida pelo usuário.

I.2 ROTINA PARA REALIZAÇÃO DOS ENSAIOS DE DESGASTE

1. Deve-se montar os componentes de ensaio que estão guardados no armário (Figura I.3). Muito cuidado ao manusear esses componentes, essas peças são delicadas.



Motor elétrico e
suporte de amostras -
componentes removíveis

Figura I. 3 - Componentes removíveis do equipamento.

2. Conferir as conexões elétricas do equipamento com a fonte, as conexões do motor e célula de carga no equipamento estão na parte posterior segundo a Fig. I.4. Não há como errar nessas ligações, pois todos os conectores são diferentes e basta apenas um pouco de cuidado.

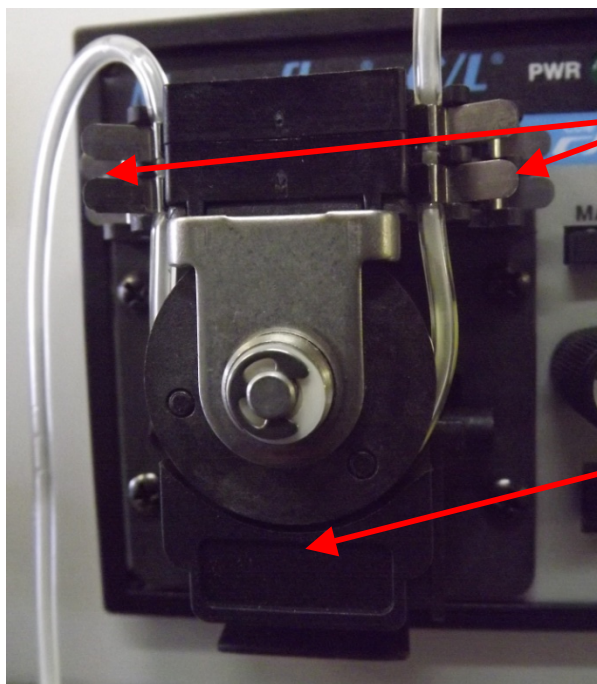


Conexões:

1. Célula de carga
2. Fonte do motor
3. Contador de ciclos do motor
4. Fonte de alimentação 220V

Figura I. 4 - Conexões do equipamento.

3. Ligar o equipamento na tomada 220V.
4. Colocar a mangueira na posição adequada na bomba peristáltica mostrada na Figura I.5.



Presilhas da mangueira

Trava inferior da mangueira -
Deve estar completamente fechada
para funcionamento

Figura I. 5 - Bomba peristáltica e mangueira.

5. Deve-se preparar a solução abrasiva que será utilizada no ensaio. A concentração não é padrão, ou seja, depende de cada configuração de ensaio. Colocar a solução no agitador para não decantar. O sistema de bombeamento possui um controlador de velocidade para regular a quantidade de gotas que serão despejadas sobre a amostra durante o ensaio.
6. Colocar a amostra no suporte de ensaio de maneira semelhante à mostrada na Figura I.6. Observar as dimensões da amostra para que caiba corretamente no suporte. De maneira alguma deve-se forçar a fixação da peça no suporte se a mesma não encaixar entre os limites da morsa, tendo em vista o cuidado com a célula de carga.

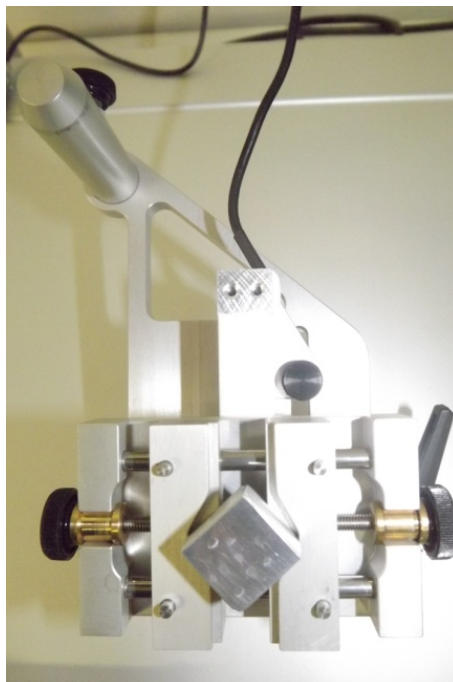


Figura I. 6 - Exemplo de amostra fixada no suporte de ensaio.

7. A medição das calotas de desgaste pode ser feita diretamente no suporte, sem a necessidade de remoção da amostra. Para isso basta colocar o microscópio digital no pino presente no suporte de amostra e ajustá-lo da maneira mais adequada como exibido na Figura I.7.



Figura I. 7 - Microscópio preso ao suporte de amostras.

8. Deve-se selecionar a esfera para o ensaio entre três possibilidades: 20mm, 25.4mm (1") e 30mm (Figura a.7).



Figura I. 8 - Esferas de ensaio

9. Para executar o ensaio deve-se ligar a chave *I/O* exibida na numeração 4 da Figura I.9. A luz indicada pelo número 1 da Figura I.9 confirma que o equipamento está ligado.
10. A rotação do motor é controlada pelo botão *MOTOR SPEED* exibido na Figura I.9 (nº 2). Para ligar o motor deve-se pressionar o botão amarelo *START* indicado pelo nº 4. Para desligar o motor aperta-se o botão *STOP*, indicado pelo nº 5. A rotação deve ser ajustada com o auxílio do contador de ciclos *CYCLE COUNTER* (nº 6).



Figura I. 9 - Pannel frontal do equipamento

11. O tempo de ensaio (em segundos) é controlado pelo cronômetro indicado pelo nº 3 da Fig. I.9 - *TIME sec*. O ensaio é automaticamente parado quando se atinge o tempo estipulado pelo cronômetro. Só utiliza-se o botão *STOP* quando necessita-se pará-lo antes desse tempo por algum motivo excepcional.
12. A carga do ensaio é controlada pelo visor exibido na Figura I.10. Essa força é exibida em newtons (N). Ao iniciar o ensaio deve-se calibrar a célula de carga para que seu valor atinja o zero com a amostra no suporte, mas sem a esfera. Coloca-se então a esfera apoiada na amostra e no eixo e com o auxílio da regulagem do suporte, ajusta-se a carga estática do ensaio.



Figura I. 10 - Pannel frontal - visor de carga e botão de calibração.

13. A aquisição de imagens é feita pelo software *Video* da CSM Instruments. Pode-se abrir o programa pelo botão *Iniciar* > *Programas* > *CSM Instruments* > *Video* > *Video*, ou diretamente pelo atalho

presente na Área de Trabalho do computador. Para detalhes ou dúvidas de utilização consultar o manual do software que está impresso junto à documentação do equipamento ou pelo arquivo presente na Área de Trabalho do PC que acompanha o equipamento: *DCOM 70060 Video software manual.pdf*.

14. A medição do desgaste é feita tomando-se a dimensão da calota esférica formada na superfície da amostra. O software possui ferramentas que calculam essa dimensão. De posse desses dados, podem-se utilizar as planilhas disponibilizadas pela CSM Calowear para o cálculo do desgaste do material testado. Há duas maneiras de calcular o desgaste: na primeira, leva-se em consideração o deslizamento da esfera em relação ao eixo do motor, ou seja, a quantidade de rotações efetivas efetuadas pela esfera do desgaste; Na segunda, utiliza-se diretamente o valor de rotações do eixo do motor para o cálculo do desgaste. Para maiores detalhes dos métodos de cálculo deve-se consultar o manual do equipamento que se encontra impresso junto à sua documentação, ou então pelo arquivo: *DCAW 70010 Calowear Hardware*.
15. Após o uso, guardar todos os equipamentos e peças utilizados no ensaio. Limpar todo o equipamento e desligá-lo da tomada.

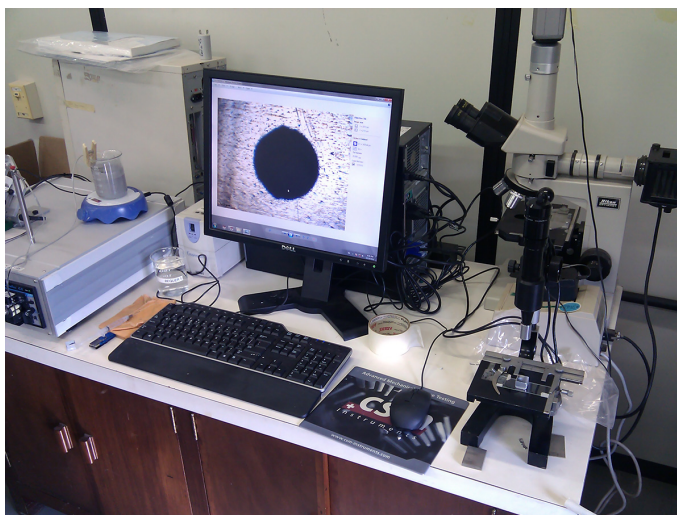


Figura I. 11 - Visão geral da aquisição de imagens pelo microscópio.

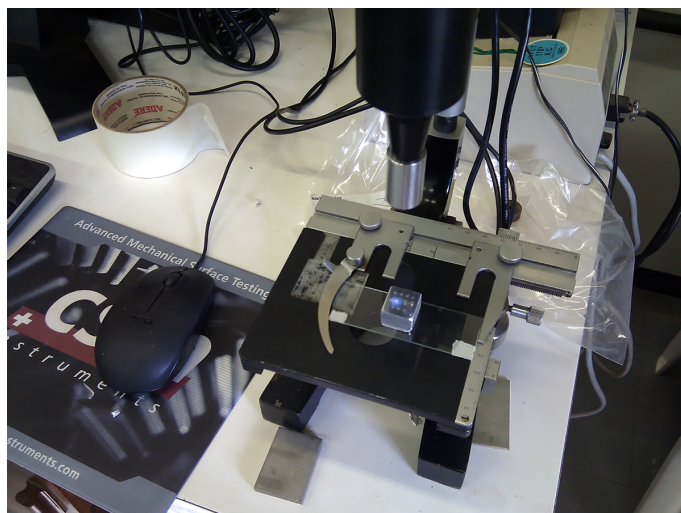


Figura I. 12 - Microscópio óptico com lente adicional para ampliar o campo de visão.

I.3 DESENHO TÉCNICO DO CORPO DE FADIGA SOB CONDIÇÃO DE FRETING

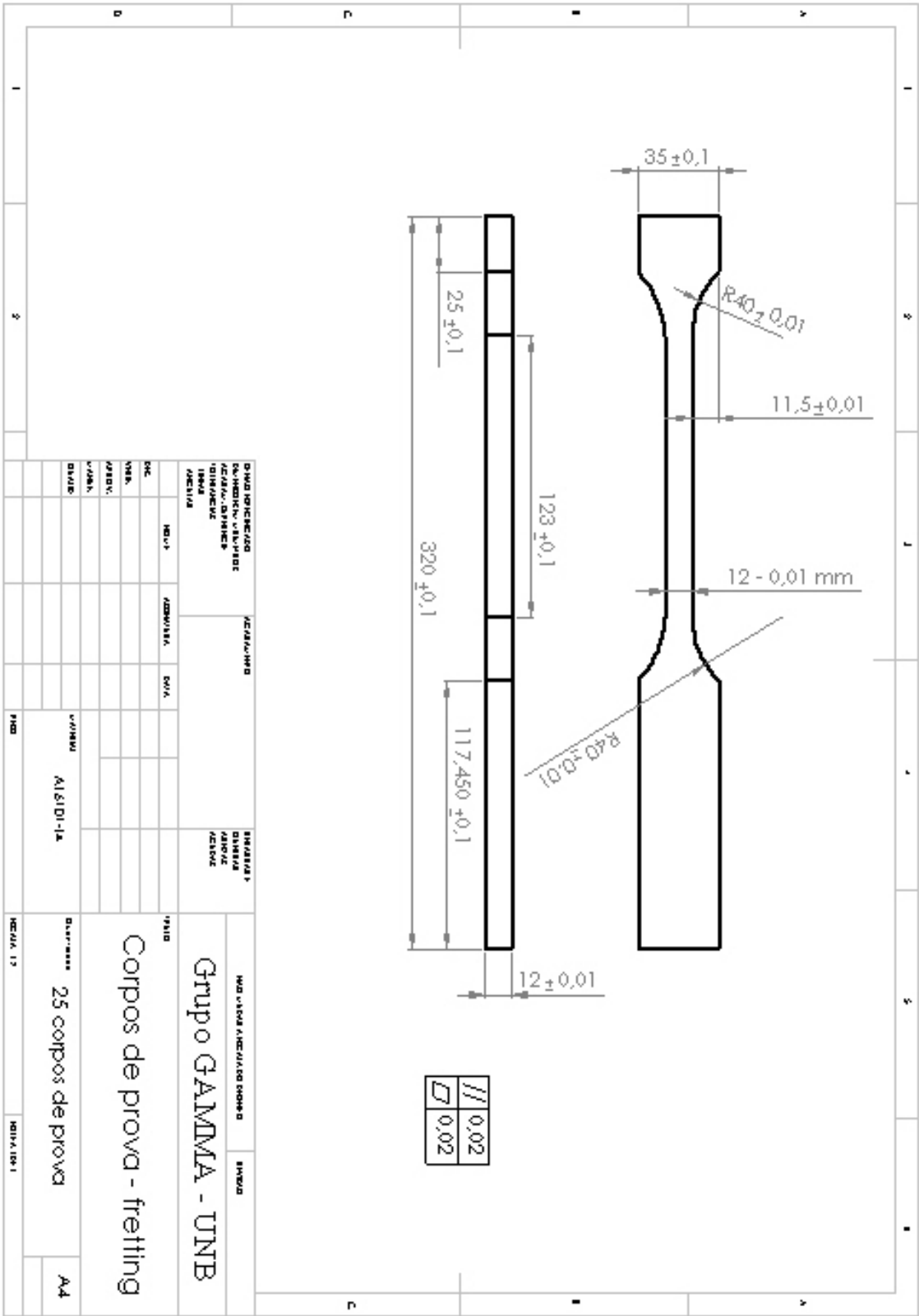


Figura I. 13 - Desenho técnico do corpo de fretting.

I.4 DESENHO TÉCNICO DO CORPO DE FADIGA UNIAXIAL

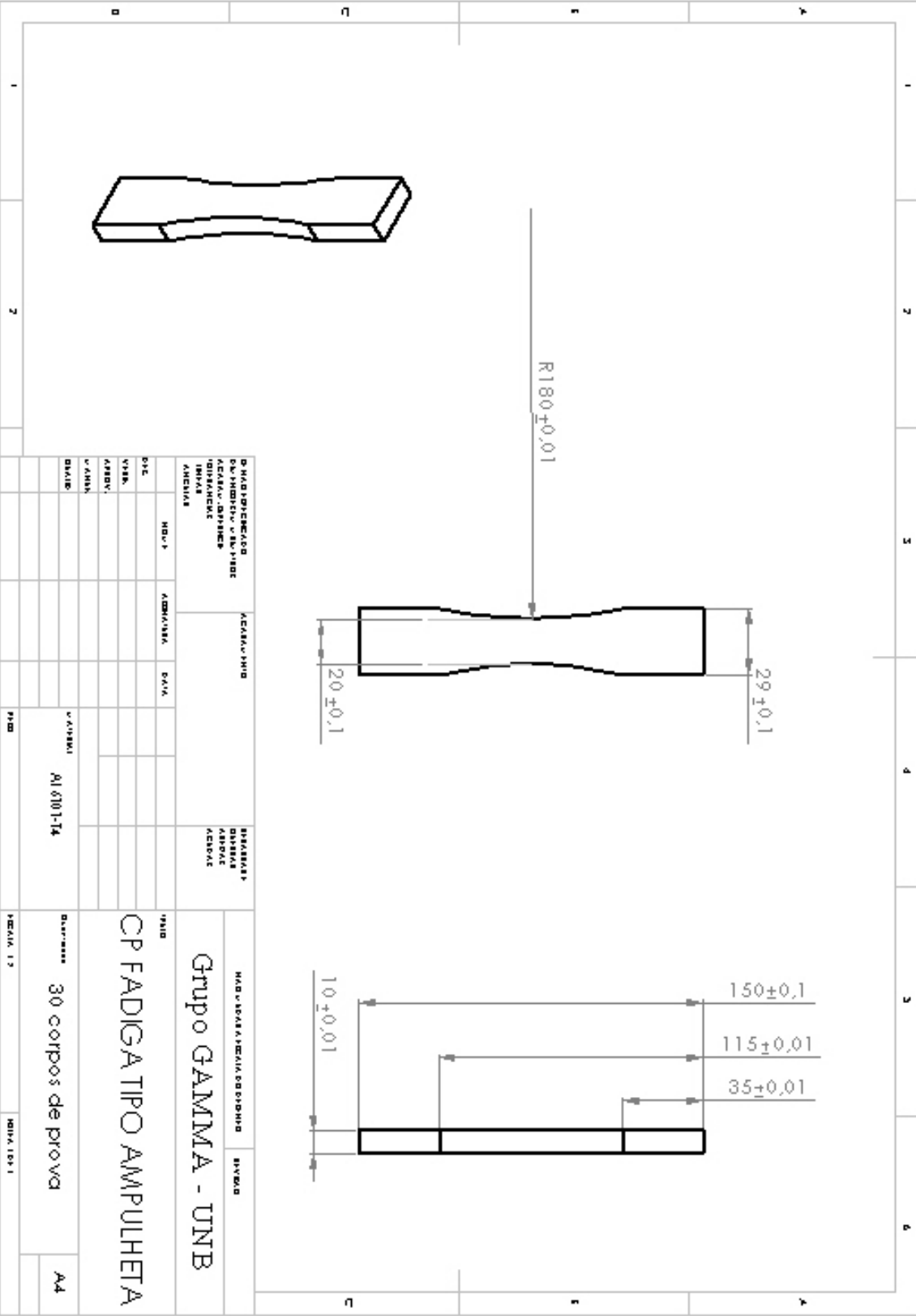


Figura I. 14 - Desenho técnico do corpo de fadiga uniaxial.

I.5 DESENHO TÉCNICO DO CORPO DE ENSAIO DE TRAÇÃO

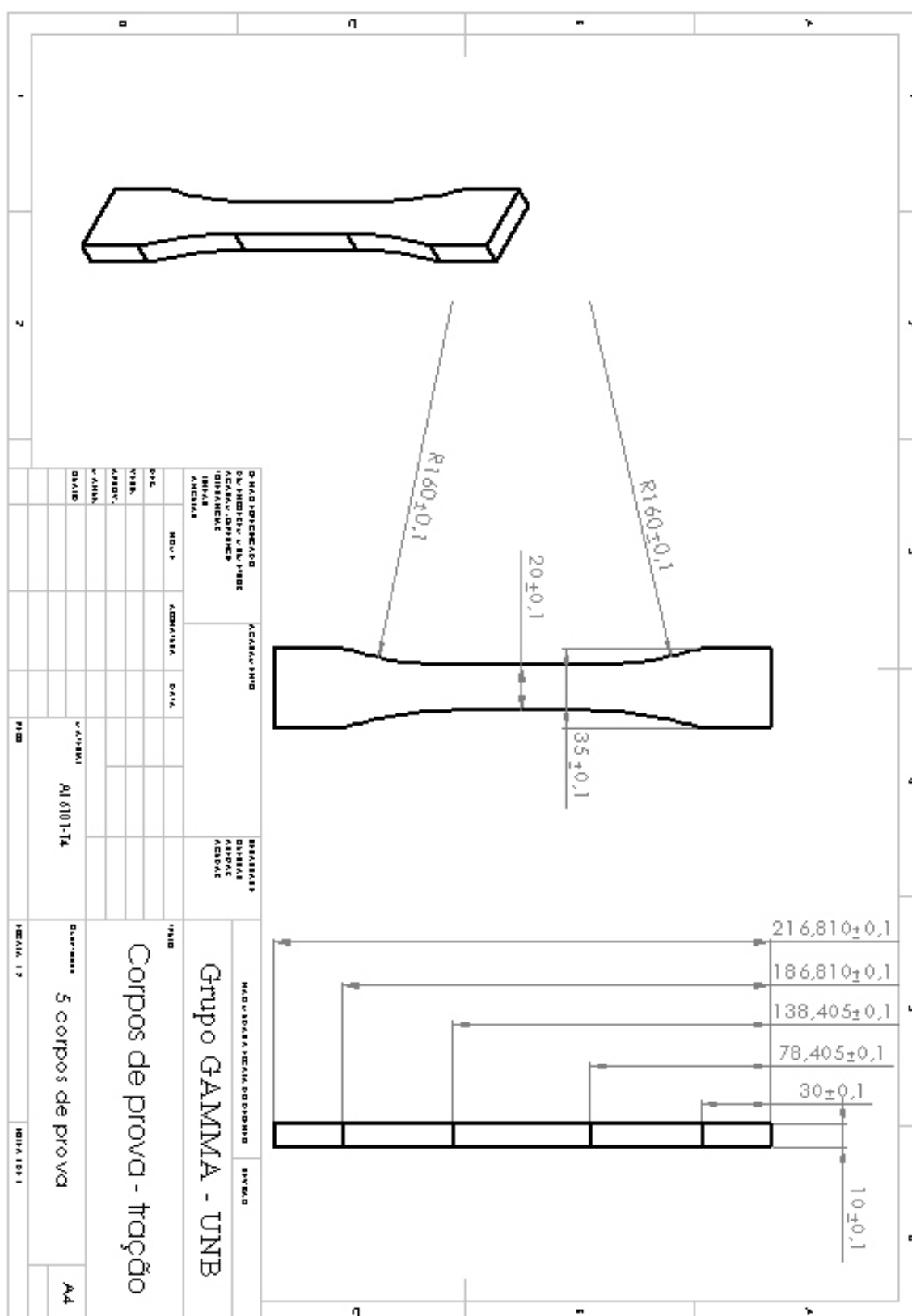


Figura I. 15 - Desenho técnico do corpo de Tração.

I.6 DESENHO TÉCNICO DA SAPATA

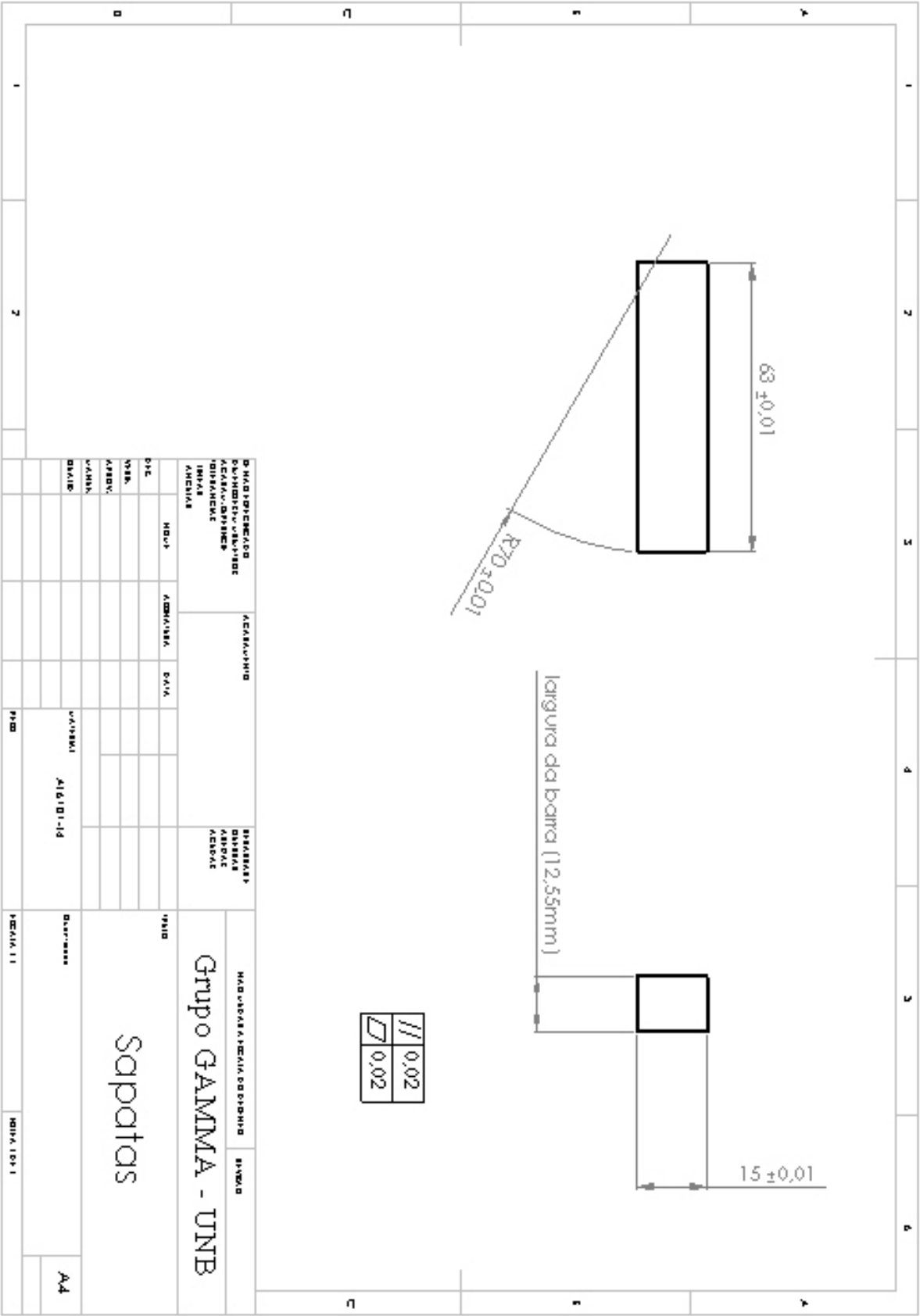


Figura I. 16 - Desenho técnico da Sapata.